



Fissuration par fatigue d'alliages d'aluminium au lithium de troisième génération.

Sébastien Richard

► To cite this version:

Sébastien Richard. Fissuration par fatigue d'alliages d'aluminium au lithium de troisième génération.. Sciences de l'ingénieur [physics]. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2011. Français. NNT: . tel-00605426

HAL Id: tel-00605426

<https://theses.hal.science/tel-00605426>

Submitted on 1 Jul 2011

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.

THESE

pour l'obtention du Grade de

DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE ET
D'AEROTECHNIQUE

(Diplôme National – Arrêté du 7 août 2006)

Ecole Doctorale :

Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique et Aéronautique

Secteur de Recherche : Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces

Présentée par

Sébastien RICHARD

FISSURATION PAR FATIGUE D'ALLIAGES D'ALUMINIUM AU LITHIUM DE TROISIEME GENERATION

Directrice de thèse : **Christine SARRAZIN-BAUDOUX**

Soutenue le 04 mai 2011

JURY

J.-Y. BUFFIERE	Professeur, INSA de Lyon, Villeurbanne	<i>Rapporteur</i>
A. ZEGHLOUL	Professeur, Université de Metz – Université Internationale de Rabat	<i>Rapporteur</i>
A. PINEAU	Professeur, Ecole des Mines de Paris	<i>Président</i>
J.-C. EHRSTROM	Ingénieur, Alcan CRV, Voreppe	<i>Examineur</i>
B. JOURNET	Ingénieur, EADS IW, Suresnes	<i>Examineur</i>
C. SARRAZIN-BAUDOUX	Directrice de Recherche CNRS, ENSMA, Poitiers	<i>Examineur</i>
J. PETIT	Directeur de Recherche CNRS, ENSMA, Poitiers	<i>Examineur</i>

REMERCIEMENTS

Bien que les remerciements apparaissent en début de manuscrit, ceux-ci n'ont été rédigés qu'après la soutenance, dans un doux moment de relâchement intellectuel, au cours duquel j'ai fait confiance à ma mémoire pour retrouver les personnes que j'aimerais saluer ici. Je tiens par conséquent à m'excuser par avance auprès de celles que j'aurais oubliées...

Je tiens tout d'abord à remercier José Mendez, Marie-Christine Lafarie-Frénot et Jean-Claude Grandidier, directeurs successifs du Département de Physique et de Mécanique des Matériaux de l'Institut P', qui m'ont accueilli et permis de préparer cette thèse en toute sérénité.

Je souhaite ensuite remercier Jean-Yves Buffière et Abderrahim Zegloul, qui ont accepté la lourde tâche de rapporter ce travail. Merci à vous pour l'analyse détaillée de ce manuscrit, ainsi que pour la pertinence de vos remarques.

Je remercie André Pineau, qui m'a fait l'honneur de présider le jury lors de la soutenance. Je garderai en mémoire nos discussions passionnées, et je retiendrai qu'en matière de neuropsychologie, « tout se joue entre six et neuf mois ».

Merci également à Jean-Christophe Ehrström pour avoir accepté d'examiner ce travail, et pour avoir orchestré de façon si agréable et détendue le programme ANR Alicantde, au sein duquel cette thèse m'a été confiée.

Merci aussi à Bertrand Journet, pour avoir accepté de faire partie du jury, et pour les nombreuses discussions que nous avons eues pendant cette thèse. L'adaptation du modèle PREFFAS m'a donné du fil à retordre, et il m'aurait été difficile sans toi de parvenir au résultat final.

Merci à toi Christine, pour avoir encadré ce travail. Tu m'as accordé l'indépendance dont j'avais besoin, et tu as su être présente dans les moments difficiles, malgré ton emploi du temps chargé. J'ai beaucoup apprécié tes qualités humaines.

Merci également à Jean. J'ai énormément appris à vos côtés, et j'espère faire bon usage de ces connaissances dans ma vie professionnelle future. Merci pour vos conseils avisés, et pour m'avoir fait partager votre expérience.

Je tiens à saluer l'ensemble des personnes ayant travaillé sur le programme Alicantde, pour leur bonne humeur et pour les discussions que nous avons eues au cours des réunions d'avancement. J'en profite pour féliciter mes collègues Jianqiang Chen et Benjamin Decreus, qui ont également réalisé leur thèse dans le cadre de ce programme. Je vous souhaite bonne continuation.

J'aimerais aussi remercier Gaël Khelifati, qui a porté le projet Alicantde dans sa phase initiale. J'espère que nous serons amenés à retravailler ensemble, et ce sera avec grand plaisir.

Ce travail n'aurait pas été possible sans la participation de certaines personnes au laboratoire, dont les compétences et les qualités méritent d'être soulignées. Merci à Michel Gerland pour les observations MET et pour ta patience. Merci à Patrick Villechaise pour les observations EBSD si chronophages, pour ta méticulosité, et pour nos longues discussions qui m'ont beaucoup apporté. Merci à Jonathan Cormier, pour ta disponibilité et ton écoute. Vive les superalliages (tu es content, je l'ai dit ?!). Merci également à Damien Halm pour ta pédagogie et pour ton aide dans la modélisation du comportement. Un énorme merci à Mikaël Gueguen, à qui j'ai fait découvrir des messages d'erreur Abaqus qu'il ne connaissait pas. Merci de ton soutien important sur cette partie numérique, et pour m'avoir tant appris dans ce domaine. Merci aussi à Guillaume Benoît, pour ton appui au niveau expérimental et pour ta bienveillance. A tous, votre investissement au laboratoire au profit des doctorants est exemplaire. Merci également à Jacques Lefort pour les dépannages express (et pour les autres !), et à Jean-Louis Brangeon pour l'usinage délicat des éprouvettes casseuses de fil d'électroérosion. Merci à Eliane et à Brigitte, pour leur sourire permanent et leur efficacité à toute épreuve.

Merci à tous les doctorants que j'ai côtoyés pour les moments passés ensemble, et à l'ATEM. J'ai une pensée toute particulière pour les membres successifs du bureau 38, à savoir Mickey, Kokleang, Lolo, Julien, Fabien. Travailler (ou pas) quotidiennement à vos côtés fut un réel plaisir, et bien des choses vont me manquer. Longue vie aussi aux Doctoriales (« c'est un scandale... »).

Je remercie également ma famille qui m'a toujours soutenu. Merci également à mes amis eud'là-bas tout in haut d'où qu'y drache toudis, ainsi qu'aux Albigeois pour tous les weekends décontractants qui ont rythmé ces trois années et demie (mais qui va s'occuper de la résa des gîtes pour les WEP maintenant ?).

Enfin, Mathilde, merci à toi. Pour ta patience, pour ta confiance, pour avoir été à tour de rôle ma cellule de soutien psychologique, ma conscience, mon sponsor ☺... C'est également pendant cette thèse qu'est arrivée notre petite Pauline ; merci de tout ce que vous m'apportez toutes les deux. Adieu les soirées et les weekends au labo, je suis à vous maintenant...

TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION.....	15
--------------------------	-----------

CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I. LES ALLIAGES D'ALUMINIUM AU LITHIUM	23
---	-----------

I.1	INTERET DE L'INTRODUCTION DU LITHIUM DANS L'ALUMINIUM.....	23
I.2	BREF HISTORIQUE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM AU LITHIUM	23
I.3	FABRICATION ET METALLURGIE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM AU LITHIUM	24
I.3.1.	<i>Procédé de fabrication.....</i>	<i>24</i>
I.3.1.1	Traitement d'homogénéisation	24
I.3.1.2	Laminage	25
I.3.1.3	Détensionnement	25
I.3.1.4	Durcissement structural	25
I.3.2.	<i>Précipitation dans les alliages d'aluminium au lithium</i>	<i>26</i>
I.3.2.1	La précipitation durcissante.....	26
I.3.2.2	Les dispersoïdes.....	29
I.3.2.3	Les précipités intermétalliques.....	30

II. FISSURATION PAR FATIGUE	31
--	-----------

II.1	MECANIQUE DE LA RUPTURE ET ESSAIS DE FISSURATION PAR FATIGUE	31
II.2	PARAMETRES INFLUENÇANT LA PROPAGATION DE FISSURE EN FATIGUE	34
II.2.1.	<i>Effet de la microstructure</i>	<i>35</i>
II.2.1.1	Le glissement et l'effet barrière aux joints de grains	35
II.2.1.2	Influence de la précipitation	35
II.2.1.3	Influence de la taille de grain	38
II.2.1.4	Influence de la texture.....	39
II.2.2.	<i>Influence du rapport de charge : effet de fermeture de fissure.....</i>	<i>40</i>
II.2.2.1	La fermeture induite par plasticité.....	41
II.2.2.2	La fermeture induite par rugosité.....	42
II.2.2.3	La fermeture induite par oxydation	42
II.2.3.	<i>Influence de l'environnement</i>	<i>42</i>
II.2.3.1	Comportement intrinsèque	43
II.2.3.2	Propagation assistée par l'environnement	47
II.2.4.	<i>Influence de la température.....</i>	<i>51</i>

III. LA FISSURATION PAR FATIGUE DANS LES ALLIAGES D'ALUMINIUM AU LITHIUM : ETAT DE L'ART	52
---	-----------

III.1	PREMIERES ETUDES SUR L'ALLIAGE 2020 ET LES ALLIAGES EXPERIMENTAUX	52
III.2	COMPORTEMENT DANS LES ALLIAGES COMMERCIAUX.....	54
III.3	MORPHOLOGIE DES CHEMINS DE PROPAGATION.....	57
III.4	INFLUENCE DE LA MICROSTRUCTURE	59
III.5	INFLUENCE DE LA DIRECTION DE SOLlicitATION	60

III.6	INFLUENCE DE L'ENVIRONNEMENT	61
III.7	FISSURATION PAR FATIGUE SOUS CHARGEMENT D'AMPLITUDE VARIABLE	63
IV.	SIMULATION NUMERIQUE DE LA FERMETURE DE FISSURE DUE A LA PLASTICITE ...	68
IV.1	RECOMMANDATIONS EN TERME DE MAILLAGE.....	68
IV.2	METHODE DE RELACHEMENT DE NŒUDS APPLIQUEE A LA CREATION DU SILLAGE PLASTIQUE D'UNE FISSURE	69
IV.3	TECHNIQUES DE SIMULATION DE LA FERMETURE DE FISSURE.....	71
IV.4	DETERMINATION DE LA FERMETURE	73
IV.5	MOTIVATIONS ET RESULTATS EN SIMULATION NUMERIQUE 3D.....	74
 CHAPITRE II : MATERIAUX ET CONDITIONS EXPERIMENTALES		
I.	MATERIAUX ETUDIES	81
I.1	DEFINITION ET CARACTERISATIONS MICROSTRUCTURALES.....	81
I.1.1.	<i>Composition chimique</i>	<i>81</i>
I.1.2.	<i>Traitements thermomécaniques</i>	<i>81</i>
I.1.3.	<i>Microstructure</i>	<i>81</i>
I.1.3.1	Structure de grains.....	81
I.1.3.2	Précipitation	82
I.2	PROPRIETES MECANQUES.....	94
I.2.1.	<i>Propriétés mécaniques statiques.....</i>	<i>94</i>
I.2.2.	<i>Propriétés cycliques.....</i>	<i>95</i>
I.2.2.1	Machine d'essais	95
I.2.2.2	Eprouvettes	96
I.2.2.3	Déroulement des essais	97
I.2.2.4	Résultats	97
II.	CONDITIONS EXPERIMENTALES DES ESSAIS DE FISSURATION	101
II.1	MACHINES D'ESSAIS.....	101
II.2	EPROUVETTES.....	102
II.2.1.	<i>Eprouvette C(T)</i>	<i>102</i>
II.2.2.	<i>Eprouvette M(T)</i>	<i>103</i>
II.3	DEROULEMENT DES ESSAIS	106
II.3.1.	<i>Essais à R constant</i>	<i>106</i>
II.3.2.	<i>Essais à surcharges répétées.....</i>	<i>107</i>
II.3.3.	<i>Essais sous spectre</i>	<i>108</i>
II.4	MESURE DE LA FERMETURE DE FISSURE	110
II.4.1.	<i>Technique de mesure de fermeture</i>	<i>110</i>
II.4.2.	<i>Acquisition des données</i>	<i>112</i>
II.4.3.	<i>Détermination de la complaisance de la fissure ouverte.....</i>	<i>113</i>
II.4.4.	<i>Filtrage des données</i>	<i>113</i>
II.4.5.	<i>Détermination de la charge à l'ouverture.....</i>	<i>116</i>

CHAPITRE III : RESULTATS EXPERIMENTAUX

I. DEVIATION DE FISSURE : DEMARCHE ADOPTEE	119
I.1 CONSTAT EXPERIMENTAL	119
I.2 INFLUENCE DE LA DEVIATION SUR LES DONNEES $da/dN-\Delta K$	120
I.2.1. Expressions analytiques.....	120
I.2.2. Outil numérique et mise en données du problème.....	121
I.2.3. Résultats.....	125
I.2.4. Conclusions.....	128
II. ESSAIS A RAPPORT DE CHARGE R CONSTANT	128
II.1 ESSAIS A $R=0.1$	128
II.1.1. Air ambient	128
II.1.1.1 Courbes nominales $da/dN-\Delta K$	128
II.1.1.2 Observations micro fractographiques	130
II.1.1.3 Courbes effectives $da/dN-\Delta K_{eff}$	135
II.1.2. Vide secondaire	137
II.1.2.1 Courbes nominales $da/dN-\Delta K$	137
II.1.2.2 Observations fractographiques des surfaces de rupture sous vide.....	138
II.1.2.3 Comparaison avec les courbes nominales à l'air ambient.....	141
II.1.2.4 Courbes effectives $da/dN-\Delta K_{eff}$	143
II.1.2.5 Comparaison avec les courbes effectives à l'air ambient.....	145
II.2 ESSAIS A $R=0.7$	145
II.2.1. Courbes nominales $da/dN-\Delta K$	146
II.2.2. Observations micro fractographiques	146
II.2.3. Comparaison des courbes à l'air ambient à $R=0.7$ aux courbes effectives à $R=0.1$	150
III. ESSAIS DE SURCHARGES REPETEES.....	151
III.1 COURBES NOMINALES $da/dN-\Delta K$	152
III.2 OBSERVATIONS MICRO FRACTOGRAPHIQUES.....	153
III.3 MESURES DE FERMETURE.....	155
III.4 COURBES EFFECTIVES $da/dN-\Delta K_{eff}$	157
III.5 COMPARAISON AVEC LES COURBES EFFECTIVES A $R=0.1$	159
IV. ESSAIS SOUS CHARGEMENT D'AMPLITUDE VARIABLE.....	160
IV.1 RESULTATS EXPERIMENTAUX.....	160
IV.2 OBSERVATIONS MICRO FRACTOGRAPHIQUES.....	162

CHAPITRE IV : ANALYSE ET DISCUSSION

I.	ANALYSE DES MECANISMES DE PROPAGATION	169
I.1	PROPAGATION SOUS VIDE	169
I.1.1.	<i>Mécanismes de propagation.....</i>	<i>169</i>
I.1.2.	<i>Effet de la microstructure</i>	<i>173</i>
I.2	MECANISMES DE PROPAGATION A L'AIR AMBIANT	174
I.2.1.	<i>Propagation à $R=0.7$.....</i>	<i>174</i>
I.2.2.	<i>Propagation à $R=0.1$.....</i>	<i>176</i>
I.2.3.	<i>Propagation à $R=0.1+1.7/1000$.....</i>	<i>181</i>
I.2.4.	<i>Analyse de l'interaction fermeture / environnement.....</i>	<i>182</i>
II.	ANALYSE DE LA DEVIATION DE FISSURE	185
II.1	CARACTERISATION DE LA TEXTURE	185
II.2	CHEMINEMENT DE LA FISSURE SOUS VIDE	187
II.2.1.	<i>Cas de l'alliage 2198-T851</i>	<i>188</i>
II.2.2.	<i>Cas de l'alliage 2196-T851</i>	<i>190</i>
II.3	CHEMINEMENT DE LA FISSURE A L'AIR AMBIANT	191
II.4	DEVIATION MACROSCOPIQUE DE LA FISSURE	194
II.5	CONDITIONS DE DEVIATION	195
II.6	CONCLUSION	196
III.	MODELISATION DE LA PROPAGATION DANS L'ALLIAGE 2050-T84 ET EXEMPLE D'APPLICATION	197
III.1	PRESENTATION DU MODELE.....	197
III.2	EXEMPLE D'APPLICATION : LOI DE BASE AU MODELE PREFFAS.....	207
III.2.1.	<i>Présentation succincte du modèle PREFFAS.....</i>	<i>207</i>
III.2.2.	<i>Méthode classique d'obtention de la loi de base.....</i>	<i>208</i>
III.2.3.	<i>Application du modèle de base à l'alliage 2050-T84.....</i>	<i>210</i>
III.2.4.	<i>Evolution de PREFFAS pour l'alliage 2091-T84</i>	<i>213</i>
III.2.5.	<i>Cas de l'alliage 2050-T84.....</i>	<i>214</i>
III.3	CONCLUSION	220
IV.	SIMULATION NUMERIQUE DE LA FERMETURE.....	220
IV.1	MISE EN PLACE DU MODELE.....	221
IV.1.1.	<i>Structure de l'étude et conditions aux limites.....</i>	<i>221</i>
IV.1.2.	<i>Maillage</i>	<i>222</i>
IV.1.3.	<i>Application du chargement.....</i>	<i>224</i>
IV.1.4.	<i>Loi de comportement</i>	<i>224</i>
IV.1.5.	<i>Simulation de la propagation.....</i>	<i>226</i>
IV.1.6.	<i>Simulation de la fermeture.....</i>	<i>227</i>
IV.1.7.	<i>Mesure de la fermeture</i>	<i>228</i>

IV.2	RESULTATS	229
IV.3	CONCLUSION	233
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES.....		235
RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....		239

INTRODUCTION

i) Positionnement de l'étude

Contexte industriel

En raison de la hausse du prix du pétrole et de la contribution significative de l'aviation civile aux émissions mondiales de gaz à effet de serre (à hauteur de 2%¹), la réduction de la consommation de carburant représente aujourd'hui un enjeu économique et environnemental majeur de ce secteur aéronautique.

Pour cela, les constructeurs misent sur la réduction du poids des structures, à travers l'utilisation de nouveaux matériaux et de nouvelles méthodes de conception et d'assemblage. Pour l'aspect « matériaux », en réponse à la montée en puissance des solutions composites, les producteurs d'aluminium ont récemment développé une troisième génération d'alliages à addition de lithium, offrant un gain important en résistance spécifique en comparaison des alliages d'aluminium conventionnels de la famille 2xxx et 7xxx largement utilisés jusqu'à présent.

D'un point de vue industriel, l'introduction massive de ces matériaux sur structures permettrait :

- la réduction de la consommation de carburant, qui représente 25% à 30% du prix de revient d'un avion ;
- l'augmentation de la capacité de charge marchande à consommation de carburant équivalente ;
- la réduction des coûts de maintenance, qui représentent 5% à 8% du prix de revient d'un avion, à travers l'augmentation des intervalles d'inspection.

Contexte scientifique

Les propriétés de tolérance aux dommages des alliages d'aluminium au lithium de seconde génération ont fait l'objet de nombreuses études et ont montré des caractéristiques sensiblement comparables à celles des alliages conventionnels. En ce qui concerne les alliages de troisième génération, très peu de données sont aujourd'hui disponibles tant en raison de l'apparition récente de ces alliages (début des années 2000) que de leur aspect confidentiel.

Ces alliages présentant un potentiel industriel prometteur font l'objet de travaux de recherche dans un but stratégique qui s'inscrivent dans le cadre d'un réseau national d'excellence ciblé sur leur métallurgie et leurs propriétés mécaniques dont la tolérance aux dommages.

¹ Source : Organisation de l'Aviation Civile Internationale (OACI).

C'est dans ce contexte que s'inscrit le projet ANR Alicantde (Aluminium-Lithium pour Constructions AeroNautiques Tolérantes aux DommagEs), dont l'objectif est la mise en œuvre d'une démarche globale de compréhension de la corrélation microstructure/propriétés mécaniques de ces alliages, depuis la métallurgie fine jusqu'aux essais sur éprouvettes à l'échelle industrielle.

Trois thèses ont été engagées parallèlement visant à dégager des voies d'optimisation pour ces alliages :

- la première concerne l'étude et la modélisation des cinétiques de précipitation des phases durcissantes et leur contribution aux propriétés mécaniques de ces alliages. Celle-ci a été réalisée au laboratoire SIMAP (Université de Grenoble) par B. Decreus et soutenue en 2010 ;

- la seconde concerne l'étude de l'influence de la microstructure sur l'anisotropie plastique et les propriétés de ténacité de ces alliages. Celle-ci a été réalisée au Centre des Matériaux (Ecole des Mines de Paris) par J. Chen, et sera soutenue en 2011 ;

- la troisième, portant sur l'étude des mécanismes gouvernant la fissuration par fatigue de ces alliages a été réalisée à l'Institut Pprime de l'ENSMA, et fait l'objet de ce mémoire.

ii) Objectifs de la thèse et plan du mémoire

Objectifs de la thèse

Les résultats obtenus avec la seconde génération d'alliages d'aluminium au lithium font apparaître qu'un mécanisme de propagation particulier à caractère cristallographique résultant en un ralentissement de la propagation pouvait être activé sous chargement d'amplitude constante, mais n'était pas conservé sous chargement d'amplitude variable. Plusieurs paramètres ont été identifiés comme influents sur ce comportement, parmi lesquels le plus déterminant semble être la microstructure. Pour les alliages de troisième génération, les conditions d'apparition de ce régime particulier ne sont pas clairement comprises. Par ailleurs, l'influence de l'environnement sur le comportement en fissuration n'a pas été étudiée avec les nuances pressenties pour application industrielle.

L'objectif de la thèse est donc de lever les verrous scientifiques sur les conditions d'apparition des différents régimes de propagation, et les paramètres qui les gouvernent.

Plan du mémoire

Ce mémoire est organisé de la manière suivante :

- dans un premier temps, une étude bibliographique est présentée dans le Chapitre I, visant à dresser un état de l'art et à dégager les concepts indispensables à la suite de l'étude ;
- dans le Chapitre II sont ensuite regroupées les présentations des matériaux étudiés et des techniques expérimentales utilisées ;
- puis, les résultats expérimentaux obtenus sont présentés dans le Chapitre III ;
- l'analyse de ces résultats est développée dans le Chapitre IV ;
- les conclusions relatives à cette étude et les perspectives clôturent ce mémoire.

CHAPITRE I

Etude Bibliographique

L'étude bibliographique menée dans ce chapitre propose dans une première partie une présentation générale des matériaux qui sont au cœur de l'étude, à savoir les alliages d'aluminium au lithium. On y évoque l'intérêt de ces alliages, leur évolution, leur procédé de fabrication ainsi que leur métallurgie. Dans une seconde partie, les concepts généraux de la fissuration par fatigue sont présentés à travers la mécanique de la rupture, et l'influence d'un nombre non exhaustif de paramètres comme la microstructure, le rapport de charge, l'environnement ou encore la température sur ce mode d'endommagement. Un état de l'art de la fissuration par fatigue des alliages d'aluminium au lithium, faisant apparaître quelques spécificités, est présenté dans une troisième partie. Enfin, une quatrième et dernière partie est consacrée aux différentes approches numériques pour la modélisation du phénomène de fermeture de fissure induite par plasticité.

I. Les alliages d'aluminium au lithium

I.1 Intérêt de l'introduction du lithium dans l'aluminium

Avec une densité $d = 0.53$, le lithium est le plus léger des métaux. Pour 1% de lithium incorporé en masse à de l'aluminium, la loi des mélanges prédit approximativement une baisse de densité de l'ordre de 3%. De plus, cette incorporation provoque une augmentation de 6% du module d'Young E de l'aluminium. L'évolution simultanée de E et d provoque ainsi l'augmentation du module spécifique E/d de l'aluminium de 10% par addition de 1% de lithium [1]. Enfin, le lithium présente le double avantage d'être, d'une part, relativement soluble dans l'aluminium (jusqu'à 4,2% en masse dans le cas du binaire Al-Li) et, d'autre part, de former des précipités durcissants avec l'aluminium et certains des éléments d'addition les plus fréquents, comme le cuivre et le magnésium.

Toutes ces caractéristiques en font donc un élément d'alliage privilégié dans une optique de diminution de densité conjuguée à une amélioration des caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium aéronautiques.

I.2 Bref historique des alliages d'aluminium au lithium

La première apparition des alliages Al-Li date des années 1920 en Allemagne sous la forme Al-Zn-Cu-Mn-Li (alliage *Scleron*), très vite délaissés pour les alliages *Duralumins* (2017). En 1957, le 2020 (Cu : 4,5% ; Li : 1,1% ; Mn : 0,5% ; Cd : 0,2%, en pourcentage massique) est homologué par l'Association Internationale des Alliages d'Aluminium, mais après beaucoup d'études menées jusqu'au début des années 1970, il est délaissé à la fois pour sa fragilité, sa sensibilité à l'effet d'entaille et son comportement critique en fatigue, mais aussi à cause de la venue des séries 2000 et 7000, aux propriétés supérieures [2-4].

Cependant, dès la fin des années 1970, le besoin d'allègement des structures, suscité par les crises pétrolières, a motivé le lancement de grands programmes de recherche collaboratifs entre les producteurs d'aluminium et les avionneurs. Ces programmes portaient sur des alliages fortement titrés en lithium – typiquement de 1,8% à 2,5% massique – tels le 2090, le 2091 et le 8090 encore commercialisés aujourd'hui, appelés alliages d'aluminium au lithium de seconde génération.

Poussés jusqu'au stade de la production préindustrielle, ces alliages n'ont pourtant débouché que sur des applications marginales (fuselage chasseur F16 et cadres forts hélicoptère EH101 par exemple), probablement tant en raison des difficultés d'industrialisation qu'à cause de leurs

faibles propriétés de stabilité thermique, d'anisotropie mécanique et de tenue à la corrosion. Cette piste de recherche fut abandonnée au début des années 1990.

Depuis quelques années, les impératifs de gain de masse ont stimulé l'apparition d'une troisième génération d'alliages, dont le développement et l'industrialisation furent très rapides. Ces alliages présentent des taux d'addition en lithium typiquement compris entre 0,9% et 1,7% massique.

1.3 Fabrication et métallurgie des alliages d'aluminium au lithium

1.3.1. Procédé de fabrication

Les alliages d'aluminium au lithium pour applications aéronautiques sont utilisés sous forme de tôles laminées, minces ou fortes. Le procédé de fabrication de ces tôles, illustré par la Figure 1 est sensiblement identique à celui des nuances classiques, et est décrit dans cette partie.

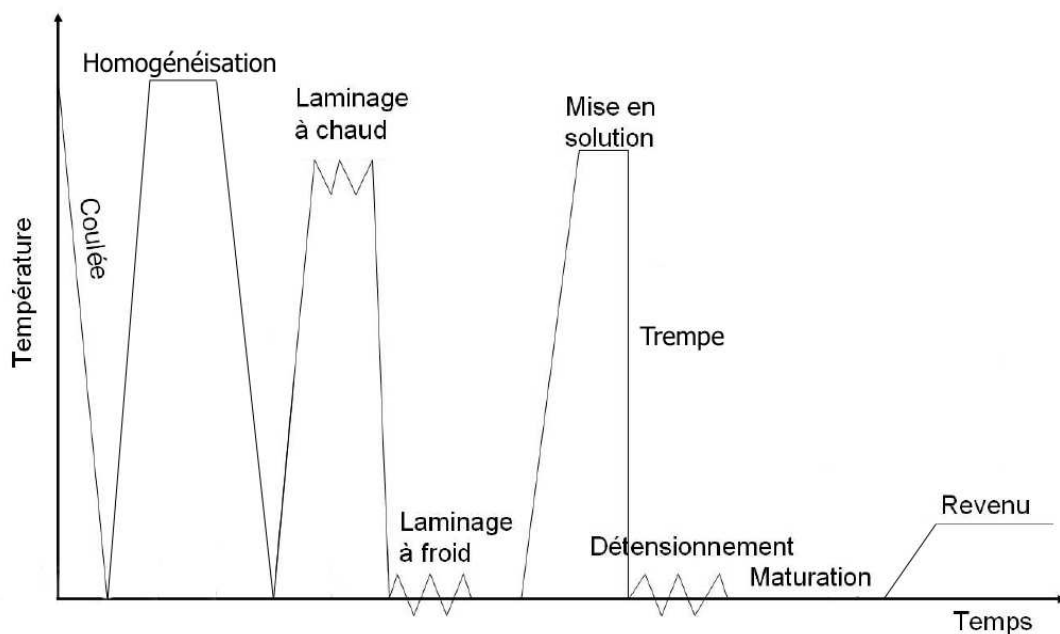


Figure 1 : Schématisation des séquences de traitements thermomécaniques employés pour la fabrication des alliages de la famille 2xxx.

1.3.1.1 Traitement d'homogénéisation

Les plaques coulées subissent après refroidissement un traitement d'homogénéisation, qui consiste en un maintien à une température entre 450°C et 650°C pendant des temps variant de 6h à 48h. L'objectif de cette étape est de dissoudre les différentes phases eutectiques formées lors de la solidification. Les alliages d'aluminium au lithium de troisième génération appartiennent à la famille des 2xxx (Al-Cu-Li), et le traitement d'homogénéisation a pour effet d'augmenter leur

ductilité et de réduire leur contrainte d'écoulement ($R_{p0,2}$). Les dispersoïdes, qui ont une forte influence sur le phénomène de recristallisation, précipitent durant cette phase.

I.3.1.2 Laminage

Après refroidissement, les plaques sont laminées, afin d'écrouir le matériau jusqu'à l'amener à son épaisseur finale, en une ou plusieurs passes selon l'épaisseur de départ et l'épaisseur finale souhaitée. Le laminage est une opération qui va profondément modifier la microstructure du matériau.

I.3.1.3 Détensionnement

Le détensionnement est une opération qui consiste à appliquer à la tôle une contrainte de traction dans le sens de laminage de manière à la déformer, de l'ordre que quelques pourcents, afin d'obtenir une planéité parfaite et de relaxer les contraintes résiduelles au sein du matériau.

Le taux d'étirage est un paramètre important pour les alliages d'aluminium au lithium, car il peut conditionner la microstructure obtenue lors du durcissement structural en favorisant la précipitation des phases germant préférentiellement sur les défauts comme les dislocations.

I.3.1.4 Durcissement structural

Les alliages d'aluminium au lithium sont des alliages à durcissement structural par précipitation (ou alliages trempants). Leur durcissement structural est obtenu en trois étapes [2] :

- **la mise en solution** : en portant l'alliage à une température supérieure à la température de solvus pendant un temps suffisant, on atteint l'équilibre thermodynamique métastable et donc une mise en solution totale des solutés ;
- **la trempe** : on refroidit l'alliage suffisamment rapidement pour empêcher la décomposition de la solution solide avec formation de précipités d'équilibre grossiers. Cette opération permet en outre de piéger les très nombreuses lacunes stables à haute température. Immédiatement après la trempe, on obtient une solution solide sursaturée en solutés et en lacunes où les atomes de soluté sont positionnés de manière aléatoire aux nœuds du réseau cubique à faces centrées de l'aluminium ;
- **la maturation et/ou le revenu** : lors du maintien de l'alliage à température ambiante ou à basse température, la solution solide est métastable. Au cours de cette phase appelée maturation (ou vieillissement naturel), des zones de Guinier-Preston se forment en très grande densité. L'alliage se durcit progressivement. Un chauffage ultérieur à température modérée, appelé revenu, produit la dissolution des zones GP et la

précipitation de particules très nombreuses et très fines (taille moyenne entre 2 nm et 50 nm) qui durcissent encore l'alliage jusqu'à son maximum de résistance mécanique. Ces précipités sont des composés intermétalliques métastables (dits précipités de transition), dont la composition chimique diffère le plus souvent de celle des composés intermétalliques stables. L'obtention de ces derniers nécessite un traitement de survenu ou une durée de traitement excédant celle qui conduit au maximum de durcissement. L'adoucissement relatif de l'alliage est alors régi par la coalescence des précipités.

I.3.2. Précipitation dans les alliages d'aluminium au lithium

L'objectif de cette partie est de recenser les principaux précipités présents dans les alliages d'aluminium au lithium. Leur présentation est ici décomposée selon le type de précipités rencontrés.

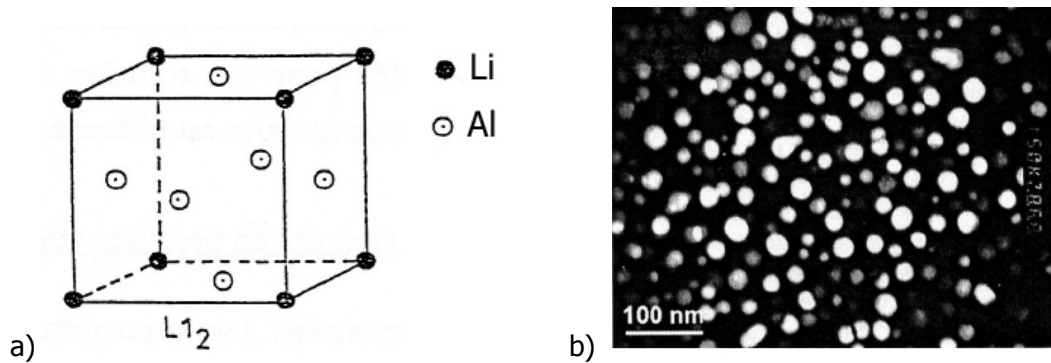
I.3.2.1 La précipitation durcissante

Les zones de Guinier-Preston

On entend par zone de Guinier-Preston (ou zone GP) un phénomène de décomposition de la solution solide métastable après la trempe, formant des amas d'atomes de soluté lors du mûrissement à l'ambiante ou en température. Les zones GP sont présentes en grande densité (de l'ordre de $10^{18} \cdot \text{cm}^{-3}$ [2]), et il en existe différents types dont les principaux sont Al-Cu et Al-Mg. L'existence de zones GP Al-Li n'est quant à elle pas clairement établie [5, 6]. Les zones GP sont dissoutes entre 100°C et 150 °C lors d'un traitement de revenu.

La phase δ'

La phase δ' , de composition chimique Al_3Li , est ordonnée, de structure L1_2 (Figure 2a) et cohérente avec la matrice. Bien qu'elle soit la seule responsable du durcissement dans le cas du binaire Al-Li, elle ne contribue que très peu au durcissement dans les alliages d'aluminium au lithium de troisième génération. La phase δ' est métastable et précipite de manière homogène dans la matrice sous la forme de sphères, comme illustré par la Figure 2b. Elle peut évoluer lors d'un revenu prolongé en la phase stable δ (Al-Li), présente sous forme de plaquettes dans la matrice, et éventuellement aux joints de grains.



**Figure 2 : a) Structure L_{12} et positionnement des atomes dans le cas de la phase δ' ;
b) Précipités de δ' observés en microscopie électronique en transmission dans un alliage 2090 à l'état revenu au pic [7]**

La phase T_1

La phase T_1 , de composition chimique Al_2CuLi , est de structure hexagonale, et semi cohérente avec la matrice [8]. Elle précipite essentiellement de manière hétérogène sur les dislocations, les sous-joints, ou même aux joints de grains (à l'état sous-revenu), sous forme de fines plaquettes hexagonales dans les familles de plans $\{111\}$ de la matrice d'aluminium, comme le montre la Figure 3. C'est cette phase qui contribue le plus au durcissement dans les alliages d'aluminium au lithium.

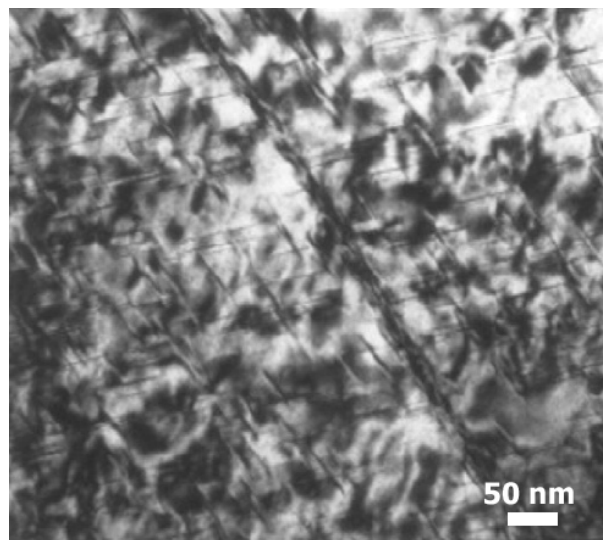


Figure 3 : Précipités T_1 observés en microscopie électronique à transmission dans un alliage Al-Cu-Li revenu pendant 6 min à 205°C [9].

La phase θ'

La phase θ' , de composition Al_2Cu provient du binaire Al-Cu. Cette phase de structure tétragonale est semi cohérente, métastable, et se présente sous forme de plaquettes dans la famille de plans $\{111\}$ de la matrice d'aluminium, comme le montre la Figure 4.

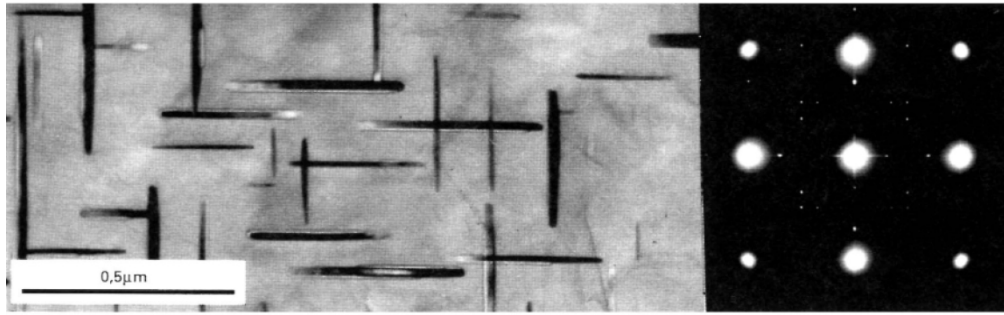


Figure 4 : Précipités θ' observés en microscopie électronique en transmission dans un alliage Al-4Cu revenu 24h à 250 °C [2].

Cette phase contribue également au durcissement des alliages d'aluminium au lithium, mais dans une moindre proportion que la phase T_1 . Son mécanisme de germination peut être homogène ou hétérogène, dépendant des défauts sur lesquels s'initie la germination. Il existe d'ailleurs trois formes métastables (à basse température), qui sont les zones GP Al-Cu, la phase θ'' ($\text{Al}_2\text{-Cu}$) et la phase θ' , lesquelles sont de même structure mais diffèrent par leurs paramètres de maille. A défaut de réellement savoir si l'on est en présence de la phase θ'' ou θ' , on parlera de la phase θ' (thermodynamiquement plus stable) dans les alliages d'aluminium au lithium de troisième génération. Quant à la phase stable θ (Al_2Cu), elle ne germe qu'à partir de 300°C.

La phase S

La phase métastable S' (Al_2CuMg) est considérée comme ayant une structure orthorhombique, et précipitant en forme de bâtonnets (ou aiguilles) dans la matrice, comme le montre la Figure 5, dans les plans $\{021\}$ selon la direction $\langle 100 \rangle$ [10]. Cette phase S' pourrait en fait correspondre à une version déformée de la phase stable S, incohérente [11]. Pour cette raison, les phases orthorhombiques, déformées ou non de composition Al_2CuMg sont désignées comme étant S.

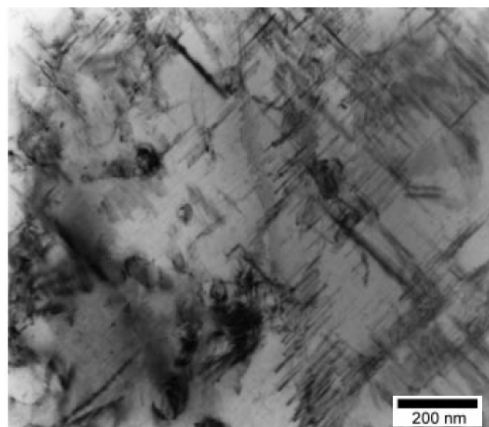


Figure 5 : Précipités S' observés en microscopie électronique en transmission dans un alliage Al-1.5Li-Cu-Mg revenu pendant 7 jours à 170°C [11].

La phase Ω

La phase Ω (Al_2Cu), de même composition que θ' , est généralement admise comme étant orthorhombique, et précipitant sous forme de plaquettes dans les plans $\{111\}$ de la matrice d'aluminium, comme illustré dans la Figure 6. La présence d'argent dans l'alliage aurait pour effet de favoriser la formation de Ω plutôt que de θ' , mais la phase Ω n'a été observée expérimentalement que pour de forts ratios Cu/Mg (>10).

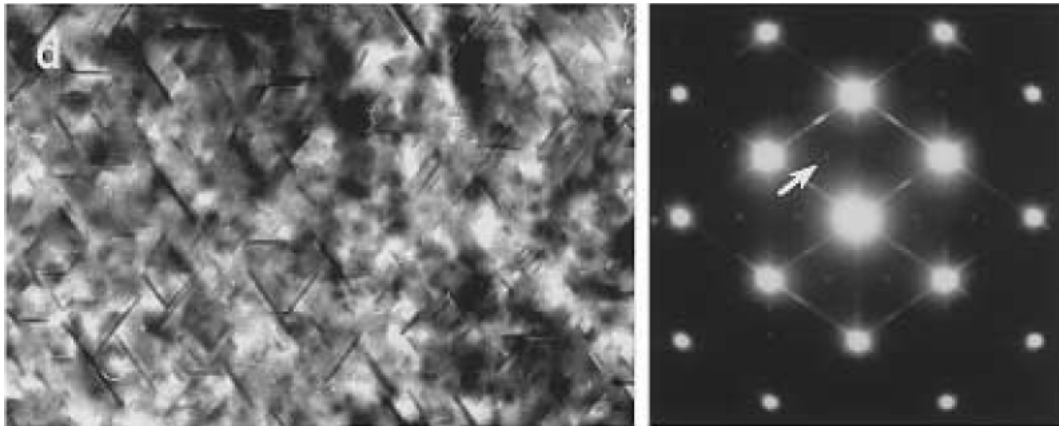


Figure 6 : Précipités Ω observés en microscopie électronique en transmission dans un alliage Al-1.9Cu-0.3Mg-0.2Ag revenu à 180°C pendant 2h [12] .

I.3.2.2 Les dispersoïdes

On ajoute aux alliages d'aluminium de corroyage industriels des éléments en faible quantité (0.05% à 0.08%) destinés essentiellement à contrôler le phénomène de recristallisation. Il s'agit toujours d'éléments à faible solubilité et à très faible diffusivité dans l'aluminium à l'état solide. Lors de l'homogénéisation ou de la mise en solution, ils précipitent sous forme de particules dispersées (d'où leur nom de dispersoïdes) de phases binaires ou ternaires. Celles-ci sont généralement constituées de phases d'équilibre incohérentes avec la matrice (phases $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, $\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Si}_2$, Al_7Cr et $\text{Al}_{18}\text{Cr}_2\text{Mg}_3$ [2]). Leurs tailles, de l'ordre de 50 à 500 nm, dépendent des conditions d'homogénéisation ou de la mise en solution. Dans le cas des alliages contenant du zirconium, on trouve des dispersoïdes constitués de particules de phase β' (Al_3Zr) en faible fraction volumique et de très petite taille (10 à 40 nm), comme le montre la Figure 7, de structure cubique, cohérentes avec la matrice. Ces dispersoïdes sont utilisés comme anti-recristallisant, car ils empêchent le mouvement des dislocations grâce au phénomène d'ancrage, et bloquent ainsi le mouvement des joints de grains.

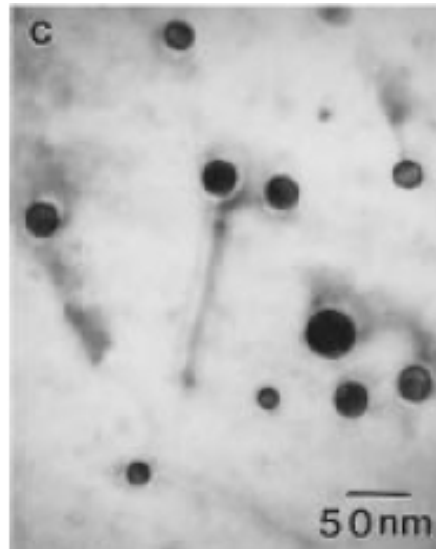


Figure 7 : Précipités β' observés en microscopie électronique à transmission dans un alliage Al-2.2Li-1Cu-0.7Mg-0.12Zr (8090) à l'état T81 [13].

Une particularité à noter avec les dispersoïdes de β' est qu'ils permettent de germer des précipités δ' , car ils possèdent la même structure ordonnée $L1_2$ que δ' . Il est donc possible d'observer une précipitation dite « en enveloppe » de δ' sur β' [14], comme l'illustre la Figure 8.

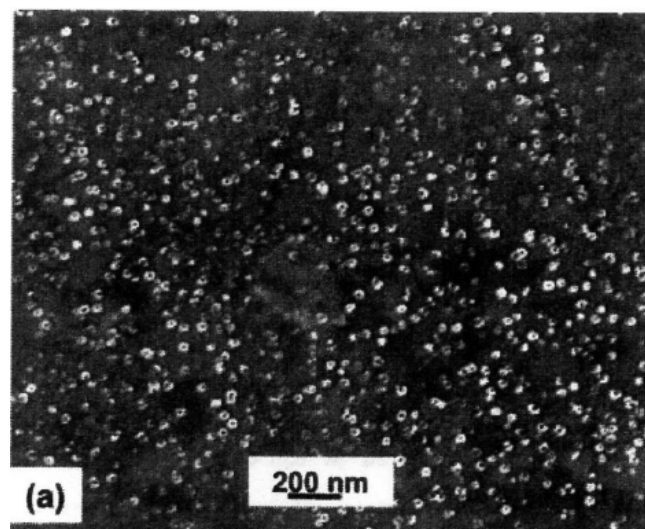


Figure 8 : Précipités δ' (sphères blanches) ayant germé sur des dispersoïdes β' (sphères noires à l'intérieur) dans un alliage Al-6Li-1Cu-1Mg-0.03Zr revenu 72h à 150°C [14].

I.3.2.3 Les précipités intermétalliques

Les phases intermétalliques sont présentes dès la fin de l'étape de coulée du matériau, et sont dues aux impuretés qu'il comporte, à savoir le fer et le silicium dans la plupart des cas. Ces

phases ne sont pas modifiées par les traitements ultérieurs, car elles sont insolubles dans l'aluminium solide ou dans l'aluminium allié. Une partie de ces phases est remise en solution lors du traitement d'homogénéisation, la partie restante est altérée lors du laminage, où les intermétalliques sont brisés et s'alignent dans le sens de laminage. Leur taille varie en moyenne entre 1µm et 10µm. On citera à titre d'exemple la phase Al_7Cu_2Fe , fréquemment rencontrée dans les alliages d'aluminium [15]. Il est souhaitable que la teneur en intermétalliques soit faible, car ce type de précipités peut se révéler néfaste pour la ténacité de l'alliage [16].

II. Fissuration par fatigue

Le phénomène de fatigue d'un matériau intervient quand celui-ci est sollicité de manière répétitive dans un domaine de chargement inférieur à sa résistance maximale. La durée de vie d'un matériau, généralement définie comme étant un nombre de cycles à rupture N_r , peut être décomposée en deux phases : une phase d'amorçage et une phase de propagation.

La phase d'amorçage pour un matériau sain (i.e. sans défauts internes initiaux tels que retassures, inclusions, porosités...) résulte d'un endommagement de nature essentiellement superficielle. Cet endommagement est créé par le mécanisme d'intrusion/extrusion, aboutissant à la présence de bandes persistantes de glissement, formées dans les plans orientés de manière à ce que la contrainte de cisaillement soit maximale. Ces bandes persistantes donnent lieu à la formation de microfissures de stade I. Cette phase d'amorçage est active à une échelle inférieure à celle du grain. En effet, quand une microfissure (de nature très cristallographique) rencontre un joint de grain, elle bifurque selon le stade II et se propage dans une direction perpendiculaire à la direction de chargement maximal. On bascule ainsi dans la phase de propagation, celle que nous considérerons lorsque nous parlerons de fissuration par fatigue, dans la suite de cette étude.

II.1 Mécanique de la rupture et essais de fissuration par fatigue

Le paramètre K , provenant de la théorie de l'élasticité, est appelé *facteur d'intensité de contraintes*. Il synthétise la géométrie de la pièce fissurée, la longueur de fissure et le chargement appliqué. Il est exprimé comme suit :

$$K = \alpha \sigma \sqrt{\pi a}$$

Avec α : facteur de correction dépendant de la nature de la fissure et des sollicitations ;
 σ : contrainte;
 a : longueur de fissure.

L'expérience a montré que la propagation des fissures était gouvernée par ce facteur K . Celui-ci est pertinent pour décrire la propagation tant que la taille de la zone plastique en pointe de fissure reste négligeable devant les dimensions du matériau. On parle alors de plasticité confinée. Lorsque l'on sollicite une éprouvette fissurée, le facteur d'intensité de contraintes varie entre une valeur minimale K_{min} et une valeur maximale K_{max} (directement dépendantes de la force appliquée). La variation du facteur d'intensité de contraintes, définie alors par $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ représente le transfert par le milieu élastique en pointe de fissure des efforts produisant des déformations plastiques.

Un essai de fissuration consiste à imposer un ΔK à une éprouvette fissurée, et à mesurer le paramètre da/dN , correspondant à la vitesse d'avancée de fissure, calculé en mesurant l'avancée de fissure da réalisée en dN cycles.

Les deux paramètres cités ci-dessus (ΔK et da/dN) sont utilisés pour illustrer la résistance à la fissuration par fatigue d'un matériau en traçant dans un diagramme bi logarithmique l'évolution de da/dN en fonction de ΔK . La Figure 9 représente une courbe typique de fissuration par fatigue.

On peut décomposer l'évolution de da/dN en fonction de ΔK en trois zones :

- **la zone A** : les paramètres qui gouvernent la fissuration sont la microstructure du matériau, le niveau moyen de chargement et l'environnement. Dans ce domaine, si l'on diminue même faiblement la valeur du ΔK , la vitesse diminue fortement, jusqu'à obtenir la non propagation de fissure pour une valeur de ΔK inférieure ou égale à ΔK_s , appelé seuil de non propagation ;
- **la zone B** : la courbe est linéaire, cette zone est appelée le « domaine de Paris », en référence à l'auteur du même nom qui a montré l'existence d'une relation de type puissance entre la vitesse de fissuration et l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes [17]. Cette relation est définie par :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \text{ avec } C \text{ et } m \text{ des constantes liées au matériau ;}$$

- **la zone C** : dans ce domaine, la vitesse augmente fortement pour une faible augmentation du ΔK ; la rupture statique est proche. La propagation dépend ici essentiellement de la microstructure et du niveau moyen de chargement (comme dans la zone A), mais dans une moindre mesure de l'environnement.

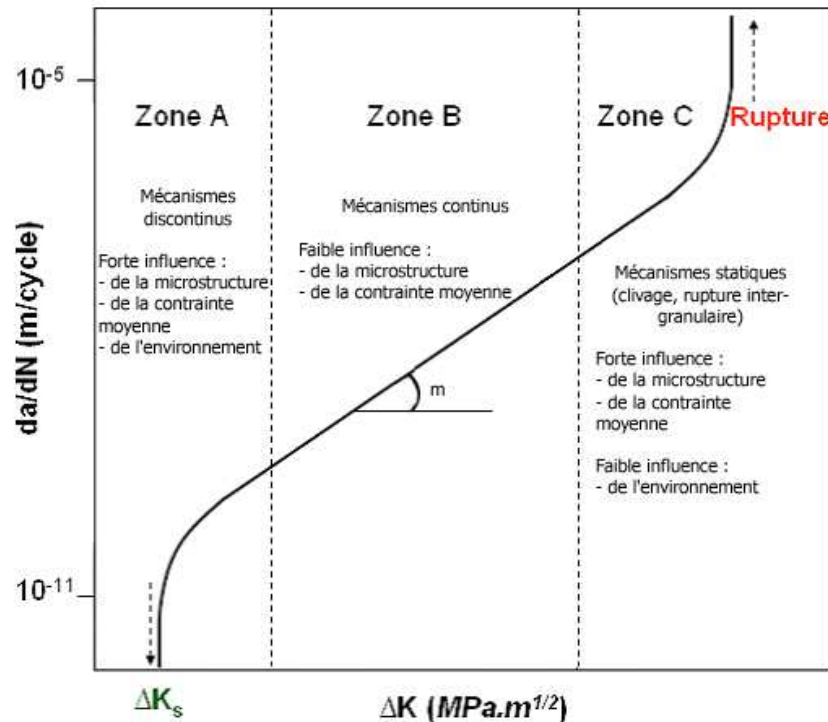


Figure 9 : Schématisation d'une courbe typique de fissuration par fatigue.

En général, la plupart des résultats obtenus en laboratoire sont exprimés grâce à la loi de Paris. On trouve pour les métaux des valeurs de m variant entre 2 et 6. Cependant, cette loi reste insuffisante pour décrire toute la courbe de fissuration. D'autres auteurs ont soit tenté d'ajuster le modèle de Paris, soit proposé d'autres modèles purement empiriques pour essayer de décrire plus largement la courbe de fissuration. On citera notamment Forman [18], qui a proposé une loi permettant de décrire aussi la zone C de la courbe :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)K_c - \Delta K}$$

Avec : C et m des constantes liées au matériau;

R : rapport de charge ($R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$);

K_c : valeur de K pour laquelle il y a rupture.

Erdogan et Ratwani [19] proposèrent quant à eux une loi décrivant l'ensemble de la courbe :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(1+\beta)^\eta (\Delta K - \Delta K_s)^m}{K_c - (1+\beta)\Delta K} \quad \text{avec } \beta = \frac{1+R}{1-R}$$

Et : C, m, η des paramètres expérimentaux.

D'autres modèles basés sur la théorie des dislocations [20-22], le comportement du matériau en pointe de fissure [23, 24] ou encore les propriétés cycliques du matériau [25, 26] ont été proposés par la suite, intégrant ou non l'influence de facteurs intrinsèques ou extrinsèques au matériau. On notera que d'un point de vue plus rigoureux, la notion de ΔK n'est en fait valable que dans le cas où il n'existe pas de déformation plastique en pointe de fissure, c'est-à-dire pour un matériau où la fissure se propage fragilement. En réalité, il existe toujours une déformation plastique en pointe de fissure, certes négligeable près du seuil ΔK_s , mais importante lorsque K approche de K_c . C'est précisément dans ce cas que la notion de K est inapplicable. Rice [27] a défini un critère, l'intégrale J , qui rend compte d'une certaine plasticité en pointe de fissure. La relation de Paris s'écrit alors :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta J)^m$$

Dans le cas où la plastification est négligeable, il existe des relations simples entre J et K ($J=K^2/E$ en contraintes planes).

II.2 Paramètres influençant la propagation de fissure en fatigue

Certains paramètres, de nature intrinsèque ou extrinsèque au matériau, ont une influence sur la vitesse de fissuration. Ces paramètres sont actifs dans différents domaines, et sont la plupart du temps couplés, rendant leur étude individuelle délicate. L'objet de cette partie est de présenter ces paramètres et d'en décrire les principaux effets à prendre en compte.

II.2.1. Effet de la microstructure

La microstructure est un facteur intrinsèque, qui intervient dans la propagation de fissure en fatigue car elle conditionne le mouvement des dislocations et donc la déformation plastique résultante. Bien qu'existant pour tous les niveaux de chargement, l'influence de la microstructure est prépondérante au voisinage du seuil et du K_{IC} .

II.2.1.1 Le glissement et l'effet barrière aux joints de grains

Dans le cas d'un alliage monophasé, lorsque la taille de la zone plastique en pointe de fissure est inférieure à la taille de grain, le glissement (mouvement des dislocations) peut être de trois natures différentes : sinueux, lorsque plusieurs systèmes de glissement sont activés ou planaire et fin, ces deux modes de glissement aboutissant à une déformation homogène. Il peut aussi être planaire et grossier, lorsqu'un seul système de glissement est activé, et dans ce cas la déformation est hétérogène. Dans tous les cas, les dislocations glissent dans les plans jusqu'à rencontrer une barrière microstructurale, ici un joint de grain, où elles s'empilent. Cette barrière exerce sur l'empilement de dislocations une contrainte de retour. Dans le cas du glissement planaire grossier, la localisation de la déformation permet une certaine réversibilité du glissement, car lors du déchargement, la contrainte de retour va faire glisser les dislocations dans le même plan, dans la direction opposée. Les matériaux dont la microstructure favorise le glissement planaire grossier présentent généralement des vitesses de fissuration plus faibles, pour des raisons qui seront évoquées plus loin.

II.2.1.2 Influence de la précipitation

Dans le cas des alliages multiphasés à précipitation durcissante, il faut tenir compte de la nature des interfaces précipités/matrice, qui vont conditionner le cheminement des dislocations dans le matériau. On trouve des précipités cohérents et semi cohérents, qui sont cisailés par les dislocations mobiles, la difficulté de cisaillement augmentant avec la diminution de la cohérence. On trouve aussi des précipités incohérents, qui sont contournés par les dislocations, selon le mécanisme des boucles d'Orowan [28]. Cependant, la fraction volumique et la taille des précipités jouent aussi un rôle, car au-dessus d'une taille critique d_c , même les précipités cohérents peuvent être contournés. La taille critique de transition cisaillement/contournement d'un précipité cohérent est définie ainsi :

$$d_c = \frac{Gb^2}{\gamma}$$

avec G : module de cisaillement de la matrice;
 b : vecteur de Burger d'une dislocation;
 γ : énergie de paroi d'antiphase;
 d_c : taille critique de particule.

Ainsi, un matériau dont les précipités sont cohérents et d'une taille inférieure à la taille critique de transition cisaillement/contournement va promouvoir le glissement planaire grossier. En effet, lorsque les dislocations vont cisailer des précipités dans un plan, des interfaces matrices/précipités vont être créées, réduisant ainsi localement la résistance au passage ultérieur des dislocations, qui vont donc glisser dans le même plan (on parle de mécanisme d'adoucissement local), induisant une localisation de la déformation, laquelle conduira à des vitesses de fissurations plus faibles, pour deux raisons :

- le degré de réversibilité est d'autant plus important que la déformation est hétérogène, et le mouvement inverse des dislocations lors du déchargement diminue l'endommagement en pointe de fissure ;
- la déformation hétérogène conduit à un chemin de propagation plus tortueux, qui facilite l'effet de fermeture induit par rugosité (cf. II.2.2.2).

La longueur de glissement est souvent assimilée à la taille de grain pour une microstructure comparable à celle décrite ci-dessus, mais elle peut différer (taille de sous grain, distance inter dispersoïdes..), selon la nature des barrières microstructurales rencontrées par les dislocations. Les familles de précipités rencontrées dans les alliages d'aluminium au lithium peuvent être mixtes, dans le sens où ces alliages peuvent contenir des précipités cohérents et incohérents. Savoir comment se comportent les dislocations dans de tels matériaux est important pour la compréhension des mécanismes intervenant en pointe de fissure.

Blankenship, Hornbogen et Starke [29] ont essayé de développer un modèle pour prédire le glissement dans les alliages à microstructure mixte. En s'intéressant d'abord aux précipités cisailables (et en considérant leur seule présence), ils estiment d'après les travaux de Duva et al. [30] un nombre N , présenté comme une intensité de glissement, correspondant au nombre de dislocations qui passent dans un plan de glissement entre le moment où la déformation commence et où le glissement local s'achève, qui s'exprime ainsi :

$$N = V_f^{1/2} r_p^{1/2} L \frac{C_p}{C_B b}$$

Avec : V_f la fraction volumique des particules cisailables ;

r_p le rayon moyen des particules cisailables (considérées comme sphériques) ;

L la longueur de glissement ;

b le vecteur de Burger ;

C_p une constante relative au mécanisme de durcissement des particules ;

C_b une constante relative au module de cisaillement de la matrice.

Les auteurs définissent ensuite une taille critique de particule pour les précipités non cisailables (en considérant aussi leur seule présence), qui tient compte de la résistance au cisaillement de ces précipités et du désaccord paramétrique des réseaux cristallins (misfit), exprimé ainsi :

$$d_c = \frac{G_m b}{(G_p / 4\pi) - \tau_m + 2G_m \varepsilon}$$

Avec : d_c la taille critique de précipité ;

G_m le module de cisaillement de la matrice ;

G_p le module de cisaillement des précipités ;

b le vecteur de Burger ;

τ_m la résistance au cisaillement des précipités ;

ε le misfit.

Dans le cas d'une microstructure mixte, on peut penser que les dislocations qui glissent dans le même plan vont s'empiler sur les précipités non cisailables, qui représentent des barrières microstructurales fortes. La contrainte qu'exerce la dislocation en tête d'empilement sur la barrière microstructurale va dépendre du nombre de dislocations de l'empilement, qui sera au maximum égal à N . La taille critique des précipités non cisailables d_c exprimée pour une dislocation dans l'équation ci-dessus doit donc être multipliée par N . Les auteurs calculent N pour différentes microstructures, puis en déduisent les tailles critiques de particules (d_c) et les comparent aux tailles de particules mesurées dans les alliages (d_m).

On distingue alors trois cas :

- $d_m < d_c$: les alliages présentent du glissement planaire grossier ;
- $d_m \sim d_c$: les alliages présentent un peu de glissement planaire ;
- $d_m > d_c$: les alliages présentent une déformation homogène.

Ce modèle semble donc intéressant pour prédire le comportement en glissement d'un matériau dont on connaît bien la microstructure. Par ailleurs, il est important de préciser que si le glissement planaire grossier paraît être intéressant pour les propriétés de fissuration par fatigue,

il n'en est pas moins néfaste pour la ténacité. En effet, les dislocations dans les bandes de glissement grossières occasionnent une concentration de contrainte aux joints de grains, menant souvent à une rupture intergranulaire prématurée [31, 32]. Le cas idéal semble être celui d'une microstructure où $d_m \sim d_G$ c'est-à-dire où il n'y a ni un glissement planaire grossier, ni une déformation homogène, ce qui peut permettre d'améliorer les propriétés en fissuration associées à la présence de précipités cisailables, sans sacrifier la ténacité par la présence de glissement planaire grossier.

II.2.1.3 Influence de la taille de grain

D'une manière générale, pour une valeur de rapport de charge R donnée ($R=K_{min}/K_{max}$), la valeur de ΔK_s augmente lorsque la taille de grain augmente [33], ce qui est lié à l'augmentation des effets de fermeture, puisque la valeur du seuil effectif est indépendante de la taille de grain. Cet effet de la taille de grain sur l'intensité des effets de fermeture trouve deux explications. La première concerne la rugosité des surfaces produites, qui sera d'autant plus importante que la taille de grain sera grande. La seconde réside en un effet sur la limite d'élasticité [34]. En effet, si celle-ci obéit à une loi de type Hall-Petch :

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}}$$

avec : σ_0 et k des constantes liées au matériau ;
 d la taille de grain,

l'augmentation de la taille de grain entraîne une diminution de la limite d'élasticité, ce qui augmente l'intensité des effets de fermeture (cf. II.2.2.1). De plus, pour les faibles rapports de charge (typiquement 0,1), la valeur de ΔK_s augmente lorsque la limite d'élasticité diminue [35]. Dans une microstructure où la localisation de la déformation est favorisée et où la longueur caractéristique de glissement est assimilable à la taille de grains, il faut comparer cette dernière à la taille de la zone plastique en pointe de fissure. Deux cas sont alors possibles, illustrés par la Figure 10:

- taille de la zone plastique < taille de grains : le glissement peut s'établir sur un seul système, ce qui lui assure une bonne réversibilité ;
- taille de la zone plastique > taille de grain : plusieurs systèmes de glissement sont activés, et la réversibilité du glissement lors du déchargement est réduite.

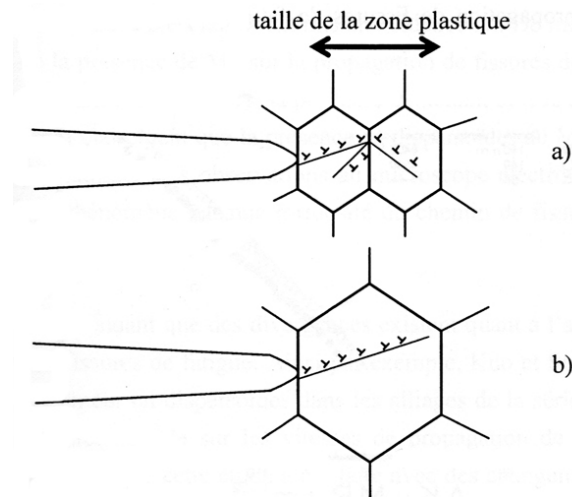


Figure 10 : Schématisation de l'effet de taille de grains sur la nature de la déformation en pointe de fissure pour un matériaux à petits grains (a) et à gros grains (b) [36].

II.2.1.4 Influence de la texture

Selon l'orientation relative des grains, l'effet barrière aux joints de grains sera plus ou moins marqué. En effet, deux grains fortement désorientés auront un joint de grain agissant comme une barrière face aux dislocations, alors que pour deux grains faiblement désorientés, les dislocations passeront facilement d'un grain à l'autre, comme cela a déjà été montré par Kuo et Starke [37]. Il faut donc retenir que la présence d'une texture cristallographique marquée peut gommer l'effet barrière aux joints de grains. Ce phénomène est illustré par la Figure 11.

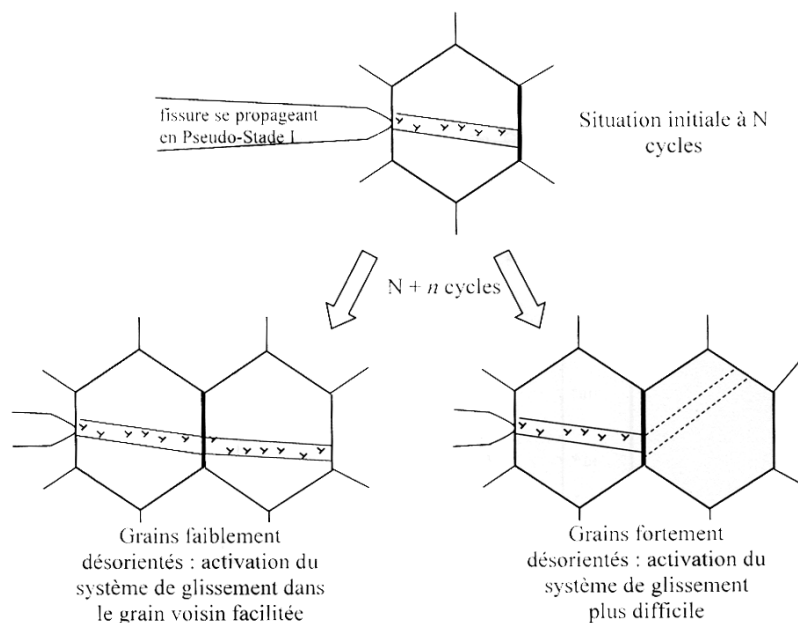


Figure 11 : Schématisation de l'influence de l'orientation relative des grains sur l'effet barrière aux joints de grain [38].

II.2.2. Influence du rapport de charge : effet de fermeture de fissure

Le rapport de charge est un facteur important, extrinsèque car lié au chargement appliqué, dont l'influence se traduit par un décalage des courbes $da/dN-\Delta K$ vers les faibles valeurs de ΔK pour une vitesse da/dN donnée lorsque le rapport de charge R augmente, comme illustré dans la Figure 12.

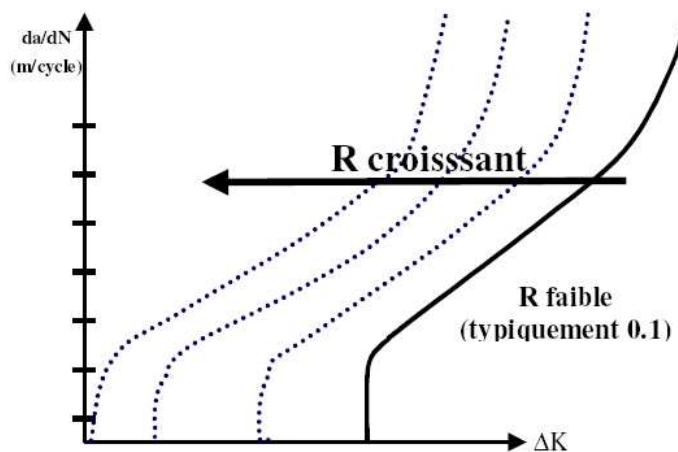


Figure 12 : Influence du rapport de charge R sur les courbes de fissuration [34].

La valeur du ΔK_s est donc fortement dépendante du rapport de charge. L'explication de ce phénomène est apportée par l'effet de fermeture de fissure, suspecté tout d'abord par Elber [39], qui a montré que pendant une certaine partie du cycle de chargement, les lèvres d'une fissure pouvaient rester en contact. Selon le principe qu'une fissure ne peut se propager que lorsqu'elle est totalement ouverte, seule une partie du cycle de chargement contribue à l'avancée de la fissure.

Elber définit ΔK_{eff} comme étant la partie du cycle pendant laquelle la fissure est totalement ouverte :

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ouv}$$

Avec K_{ouv} le facteur d'intensité de contraintes à l'ouverture (i.e. quand $K > K_{ouv}$ la fissure est ouverte).

Le rapport U est ensuite introduit tel que :

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K}$$

Ce rapport U représente la part efficace du cycle de chargement. On note de manière générale que plus le rapport de charge est élevé, plus la valeur de U se rapproche de 1. Lorsque les courbes de fissuration sont représentées en da/dN vs. ΔK_{eff} , l'effet de rapport de charge n'est généralement plus visible (hormis l'effet du K_{max} , où il est question d'endommagement, non d'effet de fermeture).

Trois mécanismes distincts pouvant être source de fermeture ont été identifiés : la fermeture induite par plasticité (FIP), la fermeture induite par rugosité (FIR) et la fermeture induite par oxydation (FIO), schématisées en Figure 13. Chaque mécanisme est abordé ici individuellement de manière à faciliter la présentation, mais il est important de garder à l'esprit qu'une telle catégorisation est artificielle, dans la mesure où la fermeture est la résultante des trois phénomènes conjugués, et de surcroît pouvant être couplés.

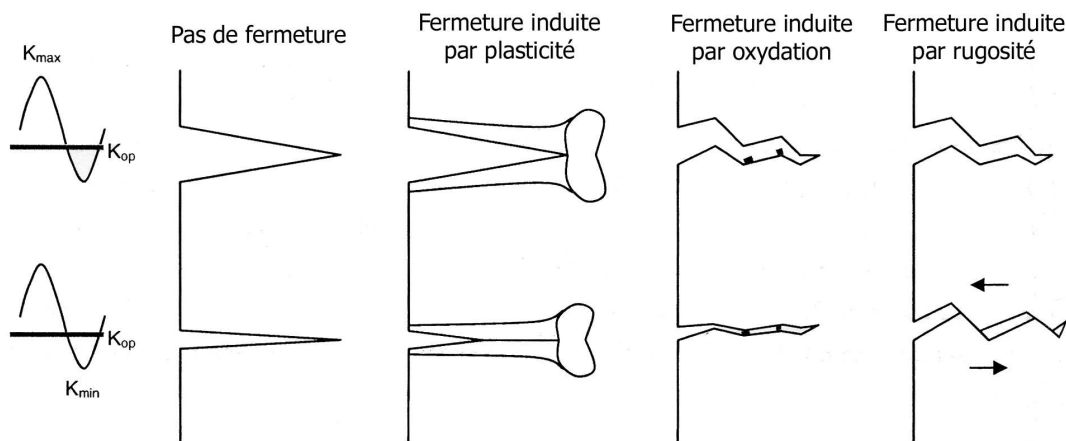


Figure 13 : Schématisation des principaux types de fermeture de fissure.

II.2.2.1 La fermeture induite par plasticité

C'est ce type de fermeture qui a été avancé originellement par Elber [39] comme explication à ses observations. Cette source de fermeture est due à la déformation plastique dans le sillage de la fissure, qui peut occasionner une remise en contact prématurée des lèvres de la fissure. Cette source de fermeture est prédominante aux valeurs élevées de K , et dans des conditions proches de l'état de contraintes planes. Elle tend à s'atténuer au voisinage du seuil, où l'état de déformations planes est prédominant. Certains auteurs ont proposé des relations de type $U = a + bR$ ou $U = a + bR + cR^2$ [40, 41], mais ces expressions, purement phénoménologiques, ont été abandonnées du fait de leur spécificité au matériau étudié et aux conditions d'essai. Aujourd'hui les recherches sont plutôt axées sur la modélisation par éléments finis et la prise en

compte des états (déformations planes et contraintes planes) dans la détermination des effets de la fermeture induite par plasticité.

II.2.2.2 La fermeture induite par rugosité

Ce type de fermeture est attribué à la non linéarité du chemin de fissuration [42-44], occasionné généralement par un faciès de rupture irrégulier. On assiste en fait à un effet de « non fermeture » de fissure, car localement un mode II de chargement [45] entraîne la remise en contact prématurée des lèvres de la fissure en certains points. Un effet d'écrantage en pointe de fissure se crée, ralentissant les vitesses de propagation.

II.2.2.3 La fermeture induite par oxydation

Ce type de fermeture, attribué à l'apparition de couches d'oxydes, est prépondérant au voisinage du seuil, où l'oxydation des surfaces est importante [46]. D'une part, l'épaisseur de la couche d'oxyde atteint une taille comparable au déplacement relatif des lèvres de la fissure au cours d'un cycle [47] (*ΔCTOD*: Crack Tip Opening Displacement). D'autre part, le mode II observé au voisinage du seuil (fermeture induite par rugosité) est propice à la formation d'oxydes par tribo-contact des surfaces de rupture. Lors d'un cycle, la couche d'oxyde est cassée, puis reformée [48-50], ce qui augmente son épaisseur. On observe donc encore une fois un effet de « non fermeture » de fissure.

II.2.3. Influence de l'environnement

Le milieu environnant peut profondément altérer la résistance à la fatigue des matériaux métalliques. On parle généralement de fatigue-corrosion lorsque l'on combine une sollicitation mécanique cyclique et un environnement actif, la plupart du temps aqueux. Cependant, une atmosphère gazeuse, et en particulier l'air atmosphérique, peut réduire la résistance à la fatigue des alliages métalliques. Plus spécifiquement, concernant la fissuration par fatigue, l'action de l'environnement sur les vitesses de propagation a été mise en évidence en premier par Dahlberg [51], sur un acier haute résistance, en montrant une augmentation de la vitesse d'un facteur 10 sous air humide par rapport à l'air sec. La pression partielle de vapeur d'eau p_{H_2O} , dans un certain intervalle, influence fortement la vitesse de fissuration. Ce phénomène a été découvert en premier par Bradshaw et Wheeler [52, 53], sur un alliage 5070, et est illustré par la Figure 14, où l'on observe des courbes « en S » avec un domaine de transition entre les basses valeurs de p_{H_2O} où l'environnement est inerte et un domaine de p_{H_2O} où l'environnement est saturant.

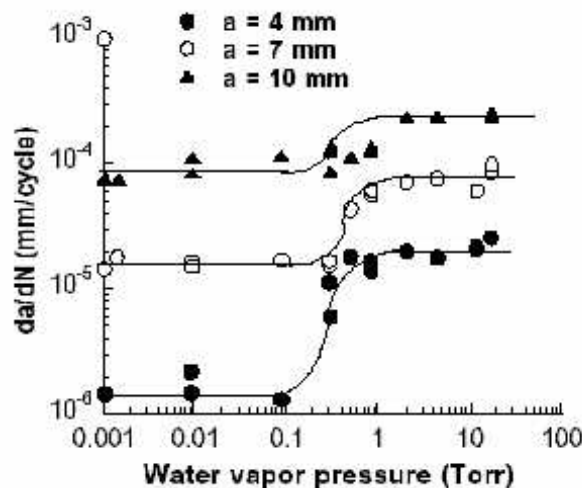


Figure 14 : Influence de la pression partielle de vapeur d'eau sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue dans l'alliage léger DTD 5070 [53].

Depuis, beaucoup d'études ont été menées sur l'effet de l'air et d'atmosphères humides sur la propagation des fissures de fatigue. On citera notamment les travaux de Petit, Sarrazin-Baudoux et Hénaff sur les alliages d'aluminium et de titane [54-68]. D'autres auteurs ont travaillé sur les alliages de cuivre et sur les aciers [35, 69]. Les principales conclusions de ces études peuvent être résumées ainsi :

- sur pratiquement tous les métaux et alliages, l'effet néfaste de la vapeur d'eau a été mis en évidence ;
- cet effet dépend des conditions de chargement ;
- il existe une forte interaction environnement/microstructure ;
- l'environnement gazeux a une influence sur la morphologie des faciès de rupture et le caractère des glissements des dislocations ;
- il existe des interactions environnement/fermeture, en particulier près du seuil de propagation.

Pour expliquer l'effet de l'environnement, il est nécessaire dans un premier temps de s'intéresser au comportement intrinsèque du matériau.

II.2.3.1 Comportement intrinsèque

Le comportement intrinsèque du matériau est obtenu grâce à des essais sous vide (environnement inerte de référence), avec correction des effets de fermeture. Petit [55, 63] a montré que ce comportement intrinsèque pouvait être décrit selon trois régimes : le stade I intrinsèque, le stade II intrinsèque et le pseudo-stade I intrinsèque.

Stade I intrinsèque

C'est un régime de fissuration rapide, que l'on trouve dans les matériaux favorisant une localisation de la déformation. Celle-ci peut être favorisée par un effet microstructural (précipitation cisailable) ou mécanique (plan de cisaillement maximum orienté favorablement pour la propagation initiale des fissures courtes). Dans ce cas la propagation s'effectue généralement en mode mixte (I+II), comme le montre la Figure 15.

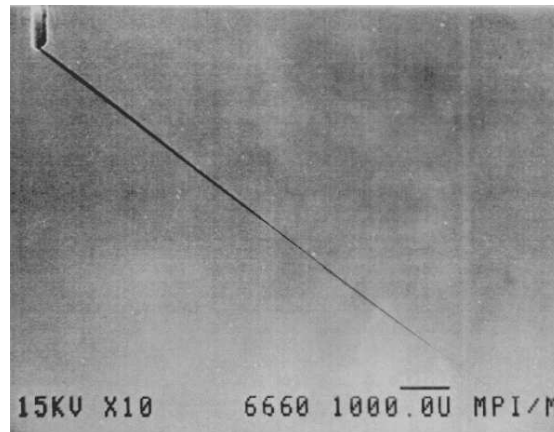


Figure 15 : Stade I intrinsèque sous vide dans un monocristal d'alliage Al-Zn-Mg sous revenu (zones GP cisailables) orienté pour un glissement facile (plan (111) orienté à 45° selon l'axe de chargement horizontal dans cette figure) [55].

Stade II intrinsèque

Ce régime intermédiaire en termes de vitesses de fissuration est le plus fréquemment observé sur tous les métaux et alliages et est illustré par la Figure 16.

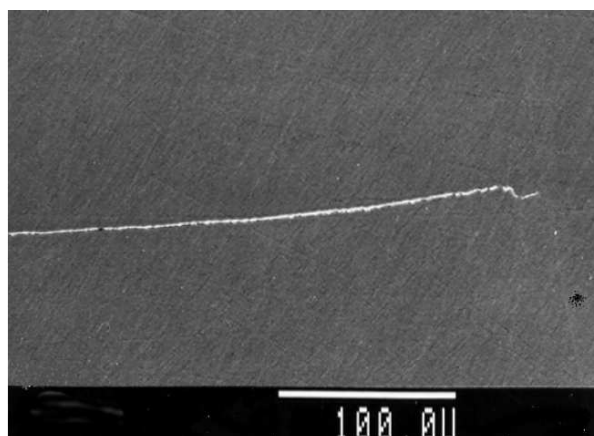


Figure 16 : Stade II intrinsèque sous vide dans un monocristal d'alliage Al-Zn-Mg revenu au pic de dureté (précipitation mixte) et orienté pour glissement facile (axe de chargement vertical dans cette figure) [55].

Il prédomine notamment dans le domaine de Paris. Au moins deux systèmes de glissement interviennent alternativement en pointe de fissure [70]. Ce régime vérifie une loi exprimant da/dN en fonction de ΔK_{eff} dérivée par Petit *et al.* [71] à partir des modèles initiaux de Weertman [72], Rice [73] et Mc Clintock [23]. Elle est de la forme :

$$\frac{da}{dN} = \frac{A}{D_0^*} \left(\frac{\Delta K_{eff}}{E} \right)^4$$

avec : - A un coefficient numérique ;

- E le module d'Young ;

- D_0^* le déplacement critique cumulé en pointe de fissure provoquant un incrément de fissuration qui est supposé proportionnel à U l'énergie spécifique de création de surface.

Cette loi rend compte des comportements intrinsèques de nombreux alliages d'aluminium, aciers et alliages à base de titane, qui se trouvent rationalisés lorsque les vitesses de fissuration sont exprimées en fonction de $\Delta K_{eff}/E$, c'est-à-dire corrigées de l'effet de module, comme le montre la Figure 17.

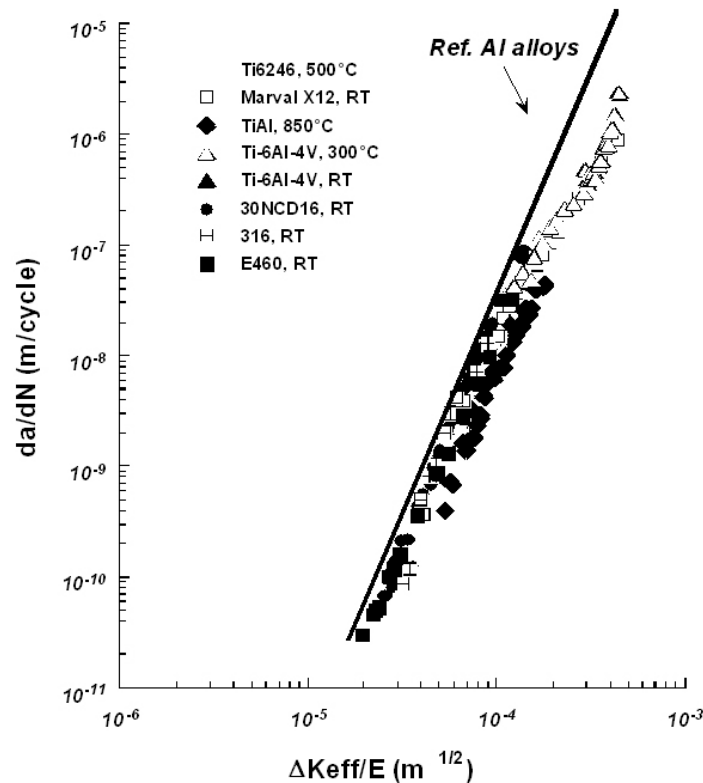


Figure 17 : Stade II intrinsèque dans les alliages métalliques [71].

Pseudo-stade I intrinsèque

Ce troisième régime intrinsèque de fissuration correspond à une propagation cristallographique lente ou retardée à caractère zigzagant, comme le montre la Figure 18.

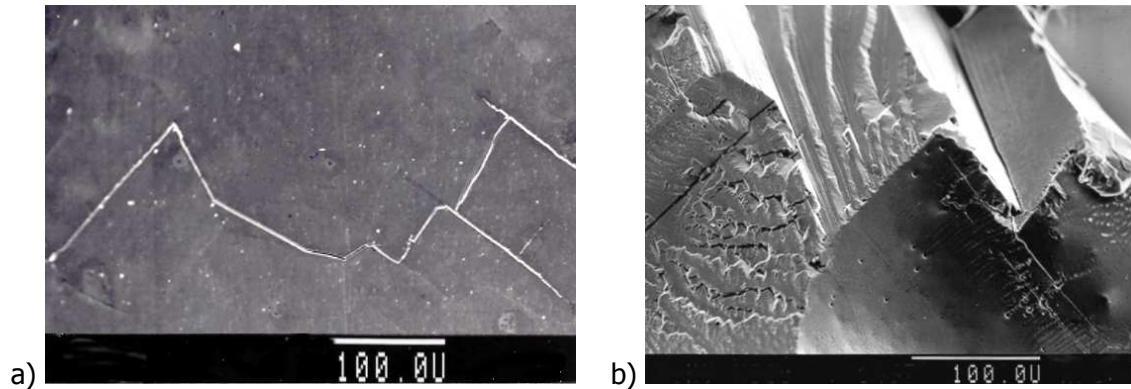


Figure 18 : Propagation intrinsèque sous vide en pseudo-stade I dans un polycristal Al-Zn-Mg sous-revenu (zones GP cisailables) à faible niveau de ΔK ; (a) observation de la surface; (b) faciès de rupture.

Ce régime est principalement observé aux faibles vitesses de fissuration dans les polycristaux, lorsque l'état microstructural favorise une localisation de la déformation, notamment à l'approche du seuil, ou lors de la propagation initiale des fissures courtes. Il correspond en fait à un stade I à l'échelle de chaque grain, qui devient opérationnel lorsque la zone plastifiée est d'une taille inférieure à celle des grains, et à un stade II à l'échelle macroscopique (propagation dans un plan normal à la direction de chargement).

Ce régime a été identifié comparativement au stade II intrinsèque, comme le montre la Figure 19. La propagation est retardée par des arrêts au niveau des joints de grains jusqu'à atteindre un nombre de cycles nécessaires pour réactiver un système de glissement dans les grains suivants. La durée du retard dépend fortement de la désorientation, de la microstructure et du nombre de systèmes de glissement possibles.

D'une façon générale, le retard est beaucoup plus accentué sous vide, l'environnement facilitant le franchissement des joints de grain en favorisant l'activation d'autres systèmes de glissement. Les bifurcations et branchements accentuent le ralentissement en écrétant le facteur d'intensité de contrainte.

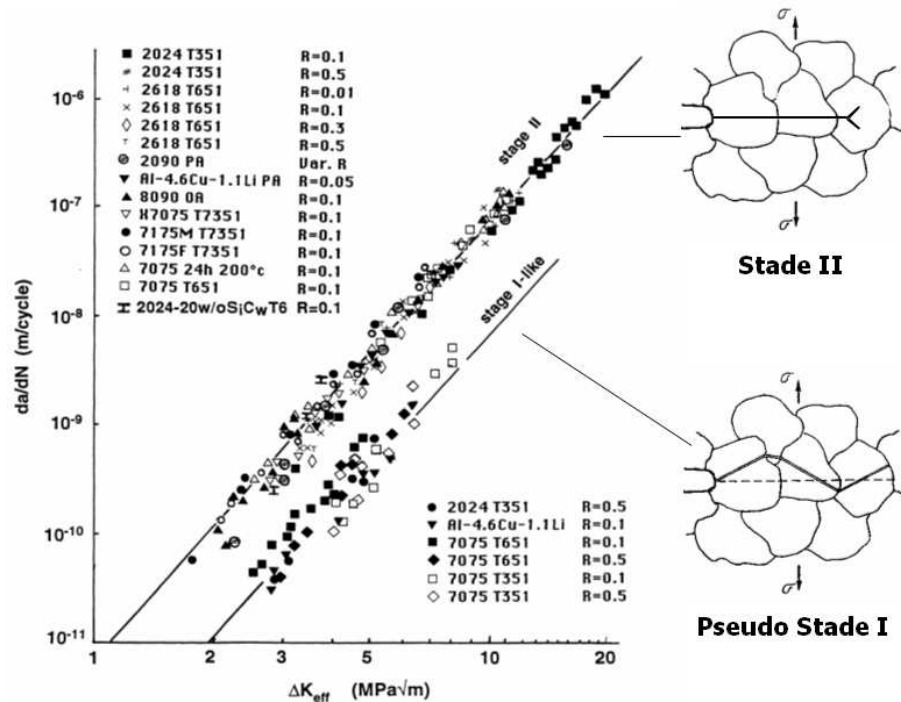


Figure 19 : Propagation intrinsèque sous vide en stade II et en pseudo stade I dans différents alliages légers [74].

II.2.3.2 Propagation assistée par l'environnement

Comparativement au vide, la propagation à l'air s'avère toujours plus rapide. L'accélération due à l'environnement est encore plus marquée près du seuil. La sensibilité à l'environnement atmosphérique apparaît très dépendante de la nature du métal de base, des éléments d'alliages et de la microstructure. Cependant, dans presque tous les cas, un changement de comportement apparaît pour des vitesses inférieures à 10^{-8} m.cycle $^{-1}$. Ce niveau de vitesse critique est associé à des valeurs de ΔK correspondant à des zones plastifiées cycliques de petite dimension et qui deviennent localisées dans un seul grain ou sous-grain. C'est aussi un niveau de vitesse où l'on considère que la propagation s'effectue pas à pas et non plus cycle à cycle [75]. Un modèle descriptif qui incorpore deux mécanismes complémentaires de propagation en stade II assistée par l'environnement a été établi par Petit *et al.* [55], et est présenté ci-dessous.

Stade II assisté par l'adsorption de vapeur d'eau

Pour les vitesses de fissuration supérieures à un niveau critique $(da/dN)_{cr}$, la fissuration en fatigue est assistée par l'adsorption de molécules de vapeur d'eau sur les surfaces fraîches en pointe de fissure, le mécanisme d'endommagement restant contrôlé par la plasticité locale comme sous vide. La Figure 20 positionne cette vitesse critique par rapport aux courbes des régimes de fissuration assistée par l'environnement.

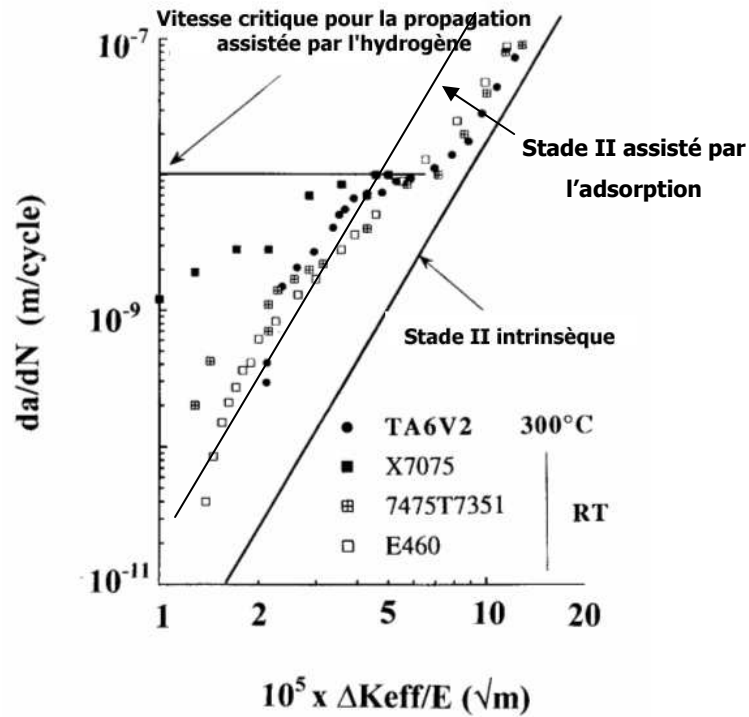


Figure 20 : Vitesse critique de propagation $(da/dN)_{cr}$ pour l'assistance de l'hydrogène [56].

Pour décrire la propagation assistée par l'adsorption de la vapeur d'eau, un modèle a été proposé dérivé de celui de la propagation intrinsèque en stade II, et décrit par une relation similaire à celle donnée précédemment :

$$\frac{da}{dN} = \frac{A}{D^*} \left(\frac{\Delta K_{eff}}{E} \right)^4$$

où le déplacement critique cumulé D^* est relié au coefficient de couverture θ (rapport du nombre de sites occupés par des molécules d'eau absorbées au nombre de sites initialement disponibles) par la relation suivante :

$$D^* = \frac{D_0^* D_1^*}{D_1^* + \theta(D_0^* - D_1^*)}$$

où D_0^* correspond à un environnement inerte ($\theta=0$) et D_1^* à un environnement conduisant à une adsorption saturante ($\theta=1$). θ est contrôlé par les conditions de transport de la phase gazeuse jusqu'en pointe de fissure, et Wei *et al.* [76] ont proposé la relation suivante :

$$\theta = \frac{F}{SN_0 RT} P_0 t$$

avec : - S la surface fraîche exposée à l'environnement ;
 - N_0 le nombre de sites d'absorption par unité de surface ;
 - R la constante des gaz parfaits ;
 - T la température ;
 - P_0 la pression environnante ;
 - t le temps ;
 - F le paramètre de Knudsen.

Stade II assisté par l'hydrogène

Pour les vitesses de fissuration inférieures à la vitesse critique $(da/dN)_{cr}$, un mécanisme d'assistance par l'hydrogène peut intervenir, conformément au modèle initialement proposé par Wei et al. [76]. Ces auteurs ont décrit le processus suivant les étapes suivantes, illustrées par la Figure 21 :

- 1) transport des molécules actives en pointe de fissure ;
- 2) réaction des molécules d'eau avec la surface fraîchement créée : adsorption physique ;
- 3) adsorption chimique avec dissociation et pénétration de l'hydrogène résultant de la dissolution ;
- 4) interaction de l'hydrogène avec les dislocations : diffusion par drainage ;
- 5) piégeage de l'hydrogène sur différents sites microstructuraux selon les alliages, pouvant engendrer une fragilisation.

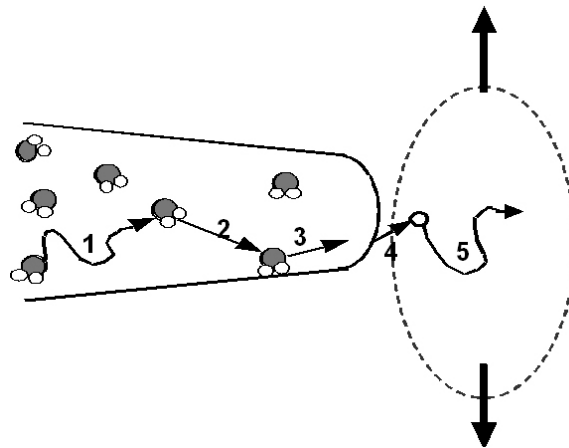


Figure 21 : 1) Transport des molécules d'eau vers la pointe de fissure ; 2) adsorption physique ; 3) adsorption chimique ; 4) pénétration de l'hydrogène ; 5) diffusion par drainage dans la zone plastifiée [74].

L'assistance de l'hydrogène à la fissuration par fatigue à température ambiante résulte essentiellement du quatrième point. Le processus d'assistance par l'adsorption se doit d'être saturant pour alimenter la production d'hydrogène. La fragilisation intervient pour des concentrations d'hydrogène élevées non atteintes à l'ambiante selon le processus décrit avec la vapeur d'eau.

Le seuil de vitesse critique $(da/dN)_c$ dépend de plusieurs facteurs dont la pression partielle de vapeur d'eau de l'atmosphère environnante, le rapport de charge R, la fréquence d'essai, la composition chimique et la microstructure de l'alliage. Une loi décrivant la vitesse de propagation d'une fissure en stade II assistée par l'hydrogène a été proposée par Petit *et al.* [56] :

$$\frac{da}{dN} = \frac{B}{\sigma_{yH} E} \left(\Delta K_{eff}^2 - \Delta K_{eff,th}^2 \right)$$

avec : - B un coefficient sans dimension ;
 - σ_{yH} la limite d'élasticité du matériau chargé en hydrogène ;
 - E le module d'Young du matériau.

En conclusion, la vitesse de propagation d'une fissure en stade II assistée par la vapeur d'eau atmosphérique peut être décrite en superposant les deux mécanismes, c'est-à-dire en additionnant les deux contributions [56] :

$$\frac{da}{dN} = \frac{A}{D_1} \left(\frac{\Delta K_{eff}}{E} \right)^4 + \frac{B}{\sigma_{yH} E} \left(\Delta K_{eff}^2 - \Delta K_{eff,th}^2 \right)$$

avec : $\Delta K_{eff,th}$ la valeur effective du seuil de propagation.

En conclusion, la Figure 22 présente une illustration schématique synthétique des différents régimes de propagation observables cités dans ce paragraphe consacré à l'influence de l'environnement :

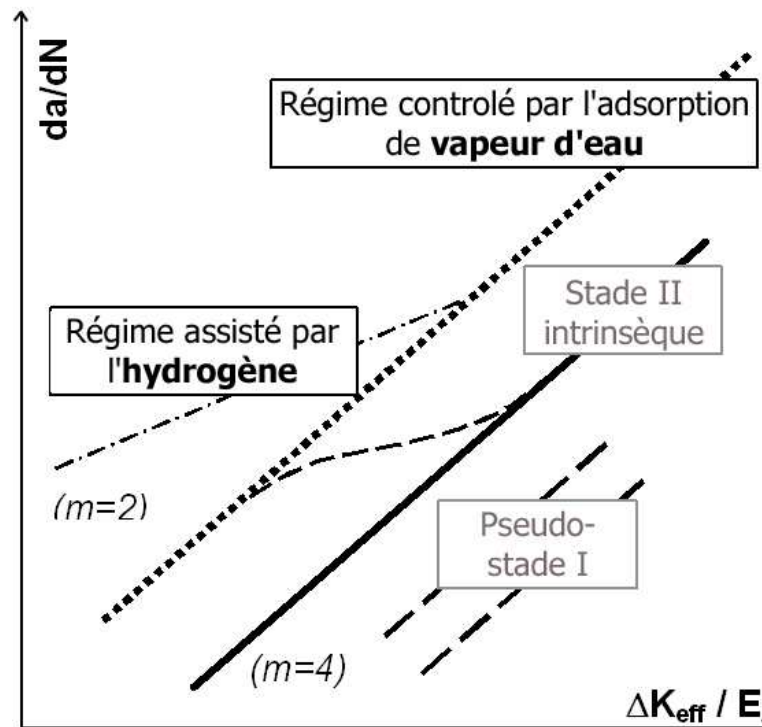


Figure 22 : Illustration schématique du régime en pseudo-stade I et des trois régimes de propagation en stade II : stade II intrinsèque de référence et sans effet d'environnement, stade II assisté par l'adsorption de vapeur d'eau et stade II assisté par l'hydrogène [55].

II.2.4. Influence de la température

Les alliages d'aluminium pour applications structurales aéronautiques peuvent être confrontés en service à des températures inférieures à -50°C . Nous nous intéresserons donc ici à l'influence des basses températures sur les propriétés de fissuration par fatigue.

Dans le cuivre [77], les alliages de titane, certains aciers [78, 79] et les alliages d'aluminium [80], la résistance à la propagation de fissures par fatigue est améliorée à basse température. Les raisons de cette amélioration des propriétés ne sont pas clairement comprises. Sadananda [81] et Yokoburi [82] ont tenté d'expliquer ce phénomène grâce à la variation du module d'élasticité, Yu [79] a proposé quant à lui un modèle de mouvement de dislocations avec un processus thermiquement activé. Ces modèles restent cependant très empiriques, et ne semblent adaptés que dans un domaine proche du seuil.

Plus spécifiquement chez les alliages d'aluminium au lithium, on note une augmentation de la dureté, de la ductilité et de la ténacité [83-85] à des températures inférieures à 100K, le cas le plus spectaculaire étant peut-être rencontré avec l'alliage 2090-T81, dont la ténacité augmente de 100% lorsque l'on passe de 293K à 4K [84]. Cette augmentation des propriétés mécaniques

en fait d'ailleurs de bons matériaux pour applications de stockage cryogéniques (comme par exemple le X2095 [86], initialement nommé Weldalite 049, qui fut le premier alliage Al-Li de troisième génération à être commercialisé). Le peu d'études consacrées à des essais de fissuration à basse température a été réalisé sans contrôle d'humidité ; il est donc impossible de découpler l'effet d'environnement induit par la variation de la pression partielle d'eau liée à la température et l'effet intrinsèque de cette température. On notera cependant une étude réalisée au laboratoire [38] sur l'influence de la température (de l'ambiante à 213K) sous environnements à teneurs en vapeur d'eau contrôlées sur la résistance à la fissuration par fatigue d'alliages légers de la série 2000. Cette étude tend à montrer qu'une baisse de température semble intervenir au niveau de l'adsorption en diminuant ses effets, induisant sur des alliages mûris à l'ambiante une propagation en pseudo-stade I fortement ralentie d'un facteur 20 environ en comparaison des vitesses obtenues en stade II de propagation.

III. La fissuration par fatigue dans les alliages d'aluminium au lithium : état de l'art

Du fait de leur caractère récent, de leur spécificité au secteur aéronautique et des problèmes de confidentialité industrielle, relativement peu de données bibliographiques concernant la fissuration par fatigue des alliages d'aluminium au lithium de troisième génération sont disponibles en comparaison à leurs prédécesseurs, qui ont fait l'objet d'un bon nombre de publications. Cette partie relatera donc essentiellement les observations réalisées sur les alliages d'aluminium au lithium dits « expérimentaux » et de seconde génération.

III.1 Premières études sur l'alliage 2020 et les alliages expérimentaux

Les premières études de fissuration par fatigue sur les alliages d'aluminium au lithium ont été effectuées sur des systèmes Al-3Li-1.25Mn [87] et sur l'alliage 2020-T651 en air humide [88], où il a été montré que les vitesses de propagation (entre 10^{-9} et 10^{-5} m/cycle) étaient significativement plus lentes que dans le 7075-T6, particulièrement pour des basses amplitudes de variation du facteur d'intensité de contraintes. Ces résultats ont au début été attribués à la différence de module élastique, résultant en un plus faible $\Delta CTOD$ à un ΔK donné et donc à un incrément de fissuration plus faible par cycle. Des résultats similaires furent trouvés pour des alliages Al-Li-Mg [89] et Al-Li-Cu-Mn [90]. Une seconde étude sur l'alliage 2020-T651 [91] a été ensuite réalisée sur une plus large gamme de vitesses (10^{-11} à 10^{-6} m/cycle) à $R=0.33$, montrant des vitesses inférieures de parfois près de deux ordres de grandeur comparées à celles du 7075

T651 dans le domaine proche du seuil. Les auteurs ont alors montré que la seule différence de module ne suffisait pas pour expliquer les propriétés observées, puisque les courbes rationalisées en fonction du module ne se superposaient pas. Le chemin de propagation dans l'alliage 2020 présentait un caractère très cristallographique sur tout le domaine de ΔK étudié, avec de la déviation de fissure et des branchements, résultant en un faciès de rupture très rugueux et facetté. Sur la base de ces observations, le bon comportement en fissuration par fatigue des alliages Al-Li expérimentaux et spécialement de l'alliage 2020 a été attribué au chemin de fissuration non linéaire et très tortueux, dû à la précipitation de la phase cohérente δ' dans des microstructures à gros grains et fortement texturées, induisant du glissement planaire dans des plans $\langle 111 \rangle$, qui promeut à son tour un mode de propagation cristallographique. Cet effet intrinsèque de la précipitation accentue les effets extrinsèques de fermeture de fissure : la déviation de fissure et le branchement résultant de la localisation de la déformation réduisent localement le facteur d'intensité de contrainte en mode I en pointe de fissure, et augmentent la fermeture induite par rugosité par l'interpénétration des aspérités de surface (facettes) du sillage de la fissure.

D'un point de vue de la composition des alliages, on notera que l'augmentation du ratio Li/Cu a souvent été citée comme facteur d'augmentation de la résistance à la fissuration et de la valeur de seuil [92], comme le montre la Figure 23, par un phénomène de précipitation massive de la phase δ' .

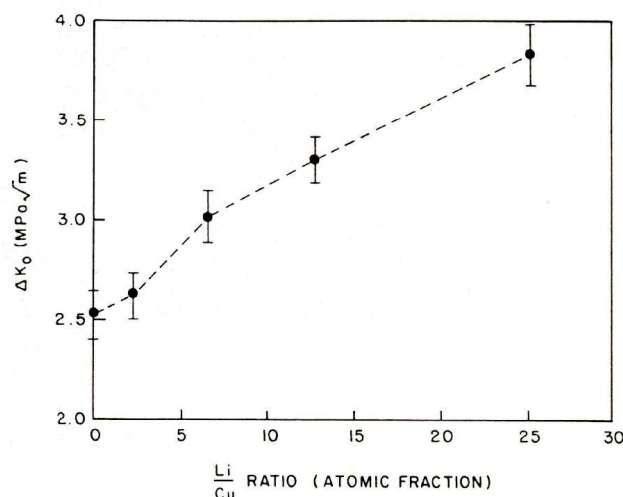


Figure 23 : Variation du K_{seuil} en fonction du rapport atomique Li/Cu [92].

III.2 Comportement dans les alliages commerciaux

Même si la phase δ' permet de promouvoir un mécanisme de glissement planaire, les bandes de glissement créées lors du cisaillement des précipités de δ' résultent en une concentration de contraintes aux joints de grains, aboutissant à une rupture intergranulaire prématurée [31]. Cela est d'autant plus vrai que les première et seconde générations d'alliages d'aluminium au lithium présentent des zones libres de précipités (Precipitate Free Zone) aux joints de grains [32, 93, 94], qui ont donc une résistance diminuée. Ce phénomène est la source d'une faible ténacité, mais aussi d'une ductilité réduite.

La phase δ' n'apportant qu'une faible contribution au durcissement ; les alliages sous-revenus présentent la plupart du temps une limite élastique et une résistance à rupture faibles. Or, pour des applications aéronautiques, il est souhaitable d'avoir un système de précipitation qui permette de conjuguer bonnes propriétés mécaniques statiques, bonne ténacité et bonne résistance à la fissuration. Dans les alliages commerciaux de seconde génération, l'enjeu a donc été d'homogénéiser la déformation planaire en ajoutant des éléments chimiques de manière à former des précipités contournables et des dispersoïdes, pour obtenir une ductilité et une ténacité acceptables. La présence d'autres phases comme T_1 est donc vite devenue nécessaire.

Le pré-étirage des tôles est la technique la plus utilisée aujourd'hui afin de faire germer cette phase (aux dépens de la phase θ') dans la matrice sur les dislocations induites par cette déformation. Le taux d'étirage conditionne d'ailleurs la densité, la taille et la fraction volumique des précipités T_1 formés [95, 96]. Les microstructures obtenues sont la plupart du temps non recristallisées et fortement texturées avec une structure de grains fibrée. De telles microstructures permettent d'obtenir des résistances à la fissuration par fatigue remarquables dans certaines orientations, mais hélas résultant souvent dans le sens travers court en une faible ténacité et en des propriétés médiocres en fatigue [97, 98]. La Figure 24 montre les résultats obtenus à $R=0.1$ sur les alliages commerciaux de seconde génération revenus au pic, comparés aux alliages 2124-T351 et 7150-T651 [97-99] ainsi que l'évolution de la fermeture de fissure en fonction du ΔK pour les mêmes alliages.

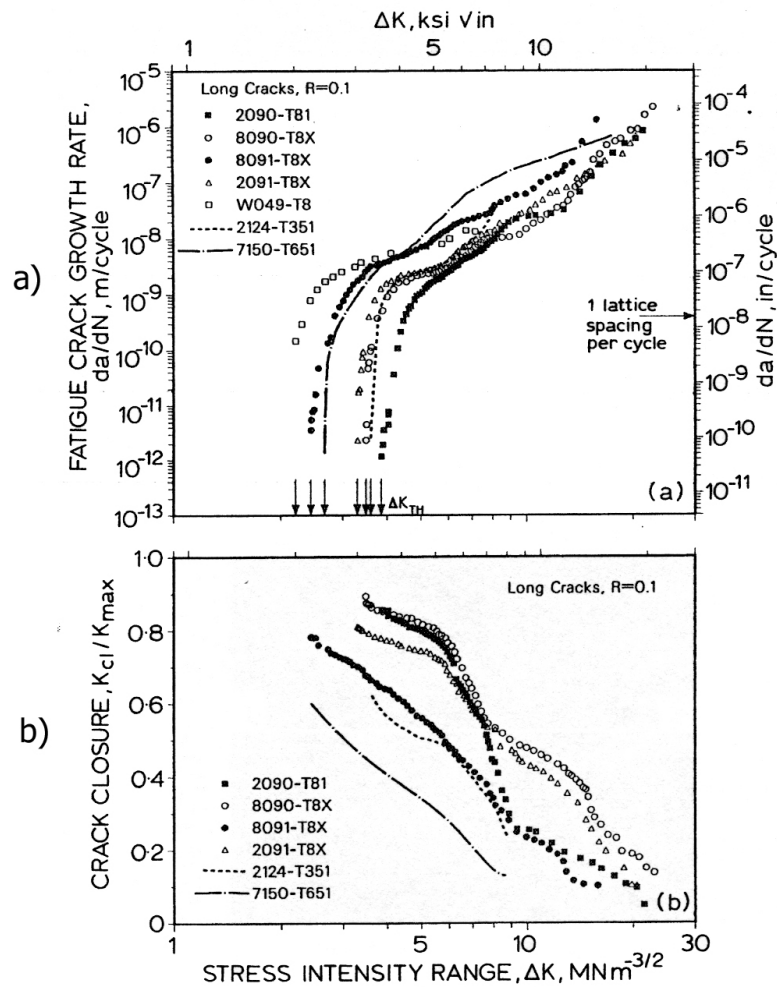


Figure 24 : (a) Courbes de fissuration à chargement d'amplitude constante à $R=0.1$ d'alliages commerciaux d'aluminium au lithium et d'alliages d'aluminium conventionnels ; (b) niveaux de fermeture associés [100].

Les vitesses de fissuration plus faibles présentées par les Al-Li de seconde génération peuvent être attribuées tout d'abord aux niveaux de fermeture importants, qui restent significatifs même pour des valeurs moyennes de ΔK , contrairement aux alliages 2124 et 7150. Ces niveaux importants de fermeture sont associés à des chemins de propagation tortueux et déviés, comme le montre la Figure 25.

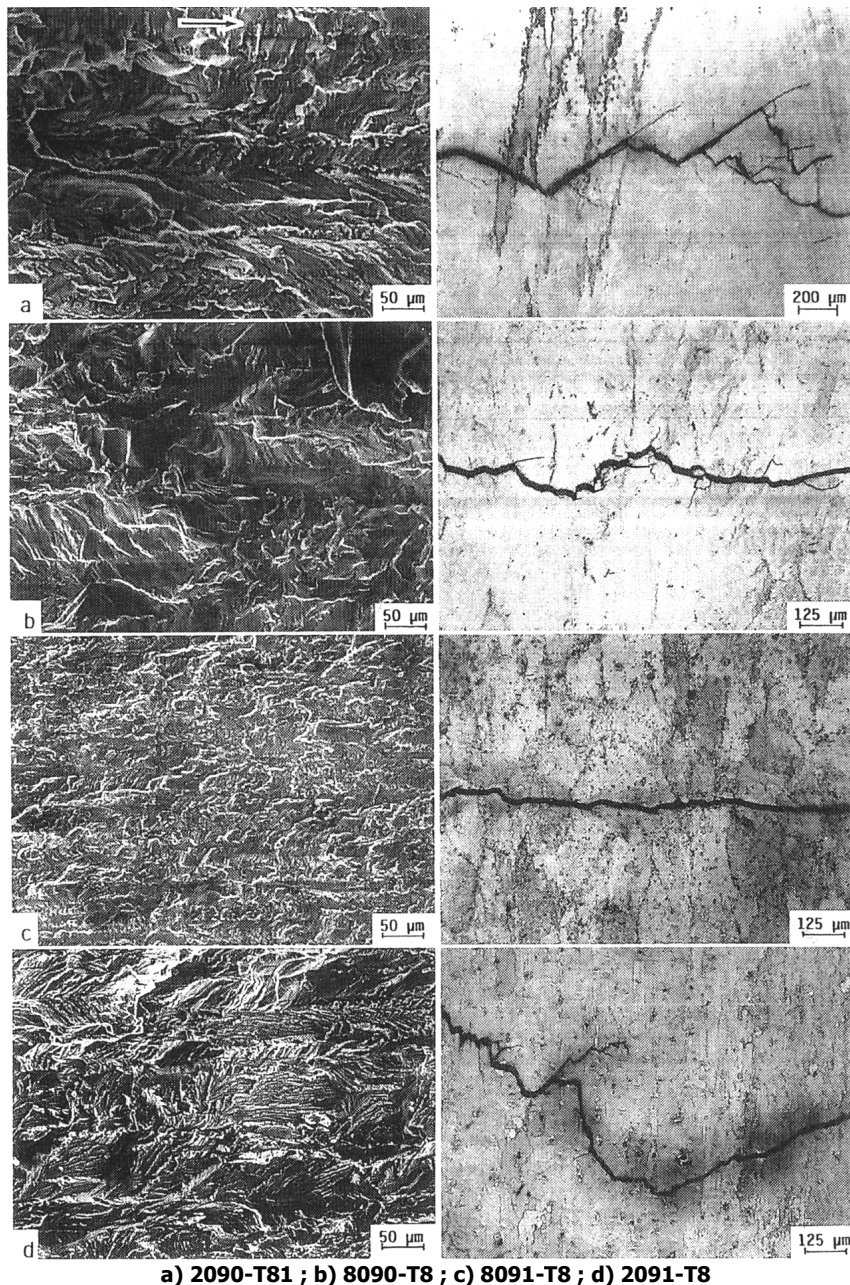


Figure 25 : Images en microscopie électronique à balayage (gauche) et microscopie optique (droite) des faciès de rupture et du profil de fissure à $R=0.1$ à des niveaux de ΔK entre 6 et $8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ pour les alliages 2090, 8090, 8091 et 2091 [98].

On remarquera que l'alliage 8091 montre le chemin de propagation avec le moins de branchement et de déviation et les niveaux de fermeture les plus faibles, et par conséquent les vitesses de propagation les plus élevées. Pour les trois autres alliages, les faciès de rupture sont très rugueux et couverts de facettes transgranulaires. Pour des valeurs modérées de ΔK et jusqu'à des valeurs dépassant $6\text{-}8 \text{ MPa.m}^{1/2}$, ces facettes sont associées à une propagation dans des plans $\{111\}$; cependant, pour des faibles valeurs de ΔK , du « pseudo-clivage » dans les plans $\{100\}$ ou $\{110\}$ a été observé [101, 102].

En comparaison avec les alliages d'aluminium conventionnels, on retiendra donc que les alliages d'aluminium au lithium commerciaux de seconde génération présentent un comportement comparable pour de faibles valeurs de ΔK , mais parviennent à préserver des niveaux élevés de fermeture dus à la prédominance de la propagation dans les plans $\{111\}$ dans des domaines de ΔK intermédiaires et élevés, résultant en des vitesses de propagation plus faibles.

III.3 Morphologie des chemins de propagation

Comme nous l'avons vu précédemment, un aspect essentiel du comportement en fissuration par fatigue des alliages d'aluminium au lithium est la nature cisailable des précipités de δ' , résultant en une déformation hétérogène en pointe de fissure et en des chemins de propagation tortueux et déviés. Les chemins de propagation déviés peuvent être de plusieurs formes, comme le montre la Figure 26 : on peut observer des branchements macroscopiques, et la fissure entière peut dévier d'un certain angle par rapport à la normale à la direction de sollicitation du fait de la présence d'une texture cristallographique marquée ; la fissuration peut être en zigzag, montrant alors le caractère cristallographique de la déviation aux joints de grains à cause du glissement planaire ; ou encore la déviation peut être intergranulaire par délaminage dans le sens travers court, dans le cas d'une structure de grains non recristallisée, laminée et anisotrope.

De plus, les textures induites lors du laminage encouragent la déviation le long du front de fissure, comme le montre la Figure 27, qui est une coupe métallographique d'un faciès de rupture d'alliage 2090-T81 prélevée dans l'épaisseur de l'éprouvette, perpendiculairement à la direction de propagation. Le front de fissure est fortement dévié et facetté, montrant également du branchement secondaire sous la surface du faciès. Des analyses de texture ont montré que les facettes cristallographiques étaient dues à un changement d'orientation de plan de glissement entre deux composantes d'une texture $\{110\}<112>$, résultant en une fissuration le long de deux séries de plans $\{111\}$ qui s'intersectent $[103]$. Combiné à de faibles déplacements en mode III, ce mode de propagation promeut la fermeture induite par rugosité dans l'épaisseur de l'éprouvette, en plus du mode II induit par l'interpénétration des facettes cristallographiques le long de la direction de propagation.

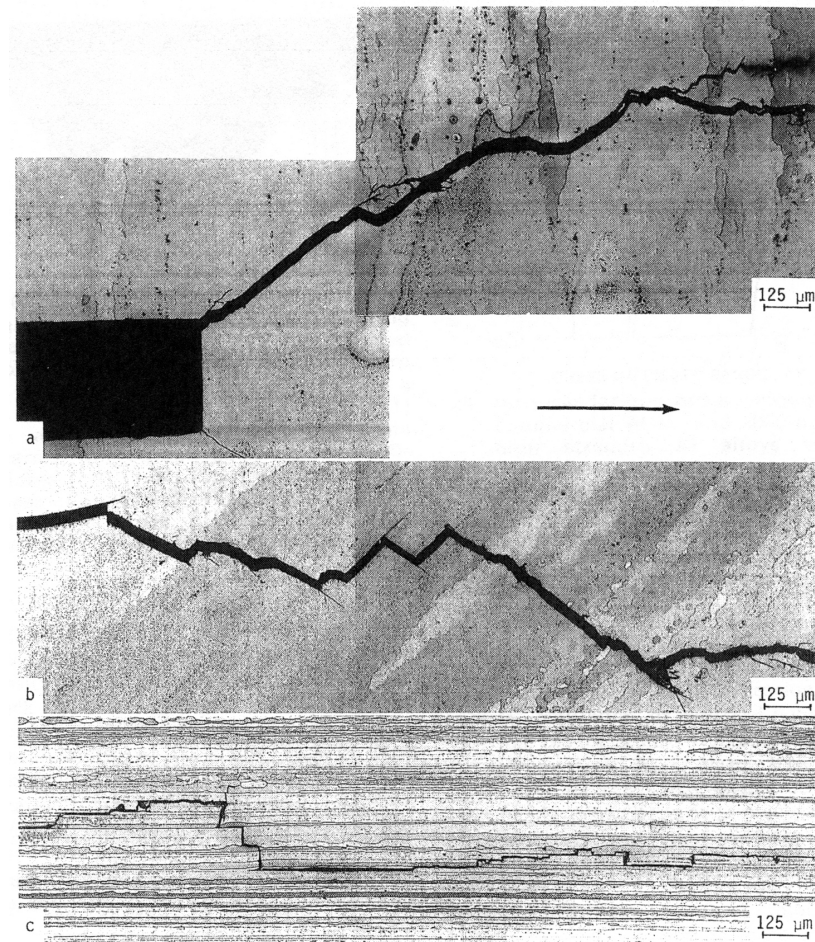


Figure 26 : Différents chemins de propagation dans l'alliage 2090-T81 : (a) branchement de fissure; (b) fissure à caractère zigzagant (propagation cristallographique) ; (c) délaminage intergranulaire [99].

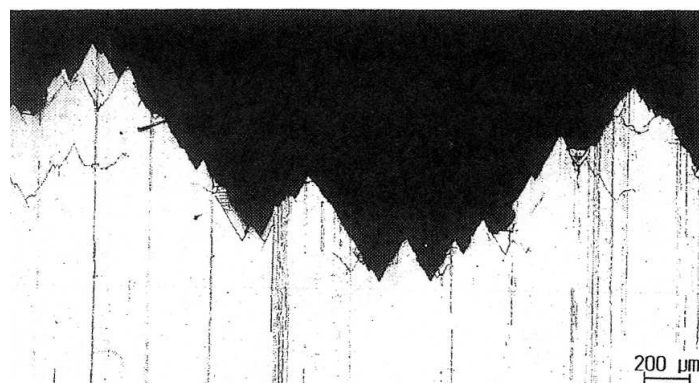


Figure 27 : Coupe métallographique transverse montrant la déviation du front de fissure dans un alliage 2090-T81 [103].

III.4 Influence de la microstructure

L'influence de la microstructure sur le comportement en fissuration par fatigue dans les alliages d'aluminium au lithium est différente de celle observée sur les alliages d'aluminium conventionnels. La résistance à la fissuration par fatigue est généralement supérieure à l'état sous-revenu, à cause du glissement planaire induit par la distribution de précipités cohérents qui promeut des chemins de propagation déviés et des niveaux de fermeture importants. En augmentant le temps de revenu, la déformation devient plus homogène avec la perte de cohérence des précipités ; la résistance à la fissuration par fatigue s'en trouve autant diminuée que le degré de réversibilité, la tortuosité du chemin de propagation et les niveaux de fermeture. Dans les alliages d'aluminium au lithium, les précipités de δ' restent cohérents jusqu'à des diamètres importants ; une résistance supérieure à la fissuration par fatigue peut donc être maintenue dans des microstructures à gros grains, même dans des états revenus au pic car il y a moins de précipitation aux joints de grains et de formation de zones libres de précipités associées [97-99]. La Figure 28 illustre ce phénomène sur l'alliage 8090, testé à $R=0.1$ et à 35 Hz, sous vide, dans les états sous-revenu, revenu au pic et sur-revenu, où l'on voit que la résistance à la fissuration par fatigue est inchangée.

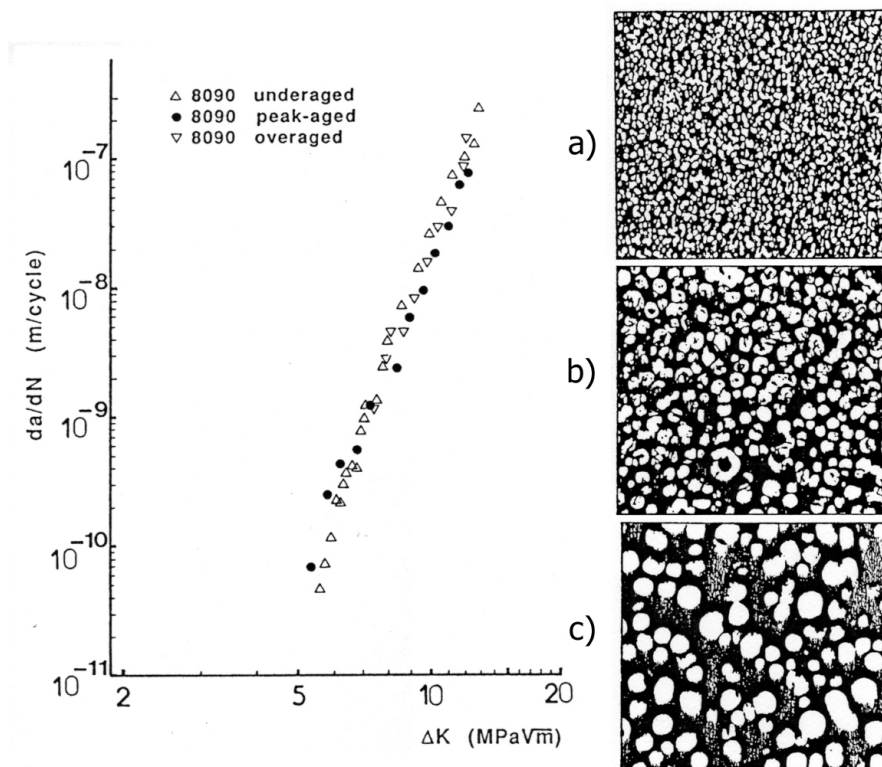


Figure 28 : Courbes de propagation nominales sous vide dans l'alliage 8090 à $R=0.1$, et précipitation de δ' associée dans les états : (a) sous-revenu; (b) revenu au pic; (c) sur-revenu, grandissement $G=90\,000$ [104].

Cependant, dans les cas où le revenu permet la précipitation de phases différentes de δ' , on observe bel et bien une baisse de la résistance à la fissuration par fatigue due à l'homogénéisation de la déformation induite par le contournement des autres familles de précipités et la réduction des effets de fermeture induite par rugosité du fait d'un chemin de propagation plat. Ces observations sont illustrées dans la Figure 29, qui présente les chemins de fissuration obtenus par Harris *et al.* [105] avec un alliage Al-Li-Cu-Mg-Zr, dans les états sous-revenu et sur-revenu.

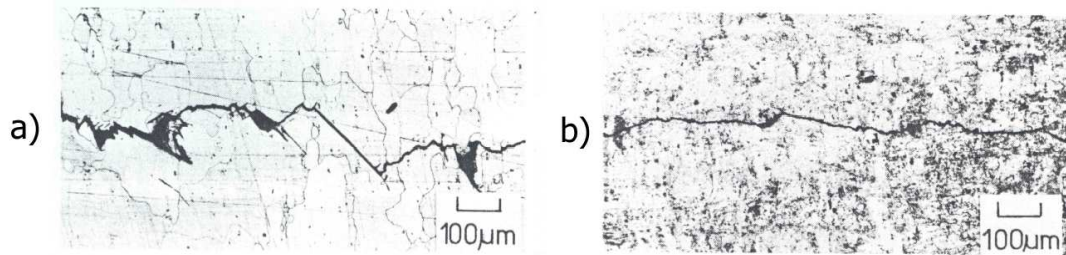


Figure 29 : Morphologie du chemin de fissuration dans un alliage Al-Li-Cu-Mg dans les états : (a) sous-revenu ; (b) sur-revenu [105].

On retiendra donc que l'effet de la microstructure classiquement rencontré dans les alliages d'aluminium conventionnels peut être transposé aux alliages d'aluminium au lithium, à condition que le revenu permette l'homogénéisation de la déformation.

III.5 Influence de la direction de sollicitation

Les vitesses de fissuration dans les alliages d'aluminium au lithium étant fonction de la morphologie du chemin de propagation, les propriétés en fissuration par fatigue des tôles laminées minces et fortes sont fortement anisotropes. La Figure 30a) montre que les vitesses de propagation dans l'alliage 2090-T81 peuvent différer de jusqu'à quatre ordres de grandeur selon la direction de sollicitation ; de la même façon on observe une importante variation des niveaux de fermeture mesurés, comme le montre la Figure 30b). La sollicitation dans le sens T-L ou L-T (donc dans le plan de laminage) mène aux niveaux de fermeture les plus élevés (la valeur de K_{op} peut approcher 90% de celle de K_{max}) ; ces directions de sollicitation correspondent aux vitesses les plus lentes, et aux valeurs de seuils les plus élevées. De la même façon, la résistance à la fissuration par fatigue est élevée dans le sens T-S où la fissure est souvent déviée de $\sim 90^\circ$ par délaminage le long de joints de grains fragilisés dans la direction travers court [99]. Cependant, les vitesses de fissuration sont équivalentes dans les sens L-T, T-L et T-S une fois les courbes corrigées de la fermeture ; les mécanismes de propagation étant essentiellement transgranulaires [101]. A l'inverse, les chemins de fissurations dans les sens S-L et S-T sont très linéaires et font

intervenir du délaminage le long de joints de grains, souvent fragilisés par la présence de phases intermétalliques riches en cuivre et en fer, de zones libres de précipités δ' , et d'une possible ségrégation en lithium ; les vitesses dans ces directions de sollicitation sont par conséquent bien plus rapides que pour les orientations L-T, T-L et T-S.

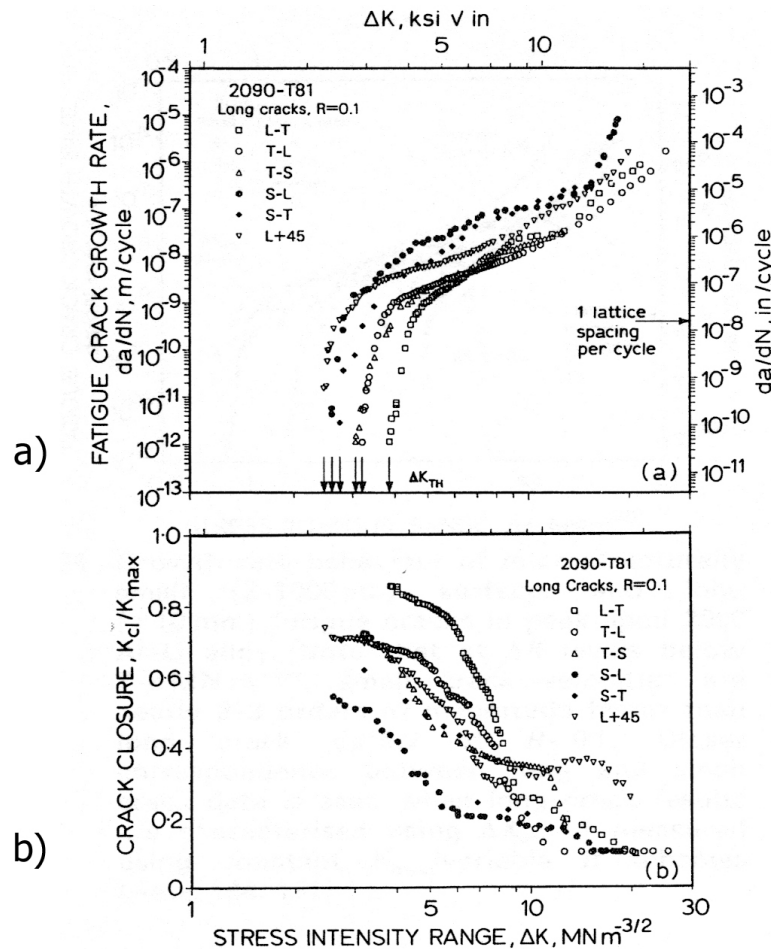


Figure 30 : (a) Courbes de fissuration de l'alliage 2090-T81 à $R=0.1$ dans différentes orientations ; (b) niveaux de fermeture associés [99].

III.6 Influence de l'environnement

De la même manière que pour les alliages d'aluminium des séries 2xxx et 7xxx, la vapeur d'eau accélère les vitesses de propagation de fissure en fatigue dans les alliages d'aluminium au lithium, comme le montre la Figure 31 pour le 2090-T81, où les effets de fermeture ont été minimisés en effectuant les essais à K_{max} constant / R variable. A des niveaux de ΔK équivalents, les vitesses de propagation dans la vapeur d'eau pure sont comparables à celles en air humide, mais sont accélérées comparativement au comportement observé dans l'hélium pur, sous oxygène pur, et sous vide, démontrant que l'espèce active est bien la vapeur d'eau.

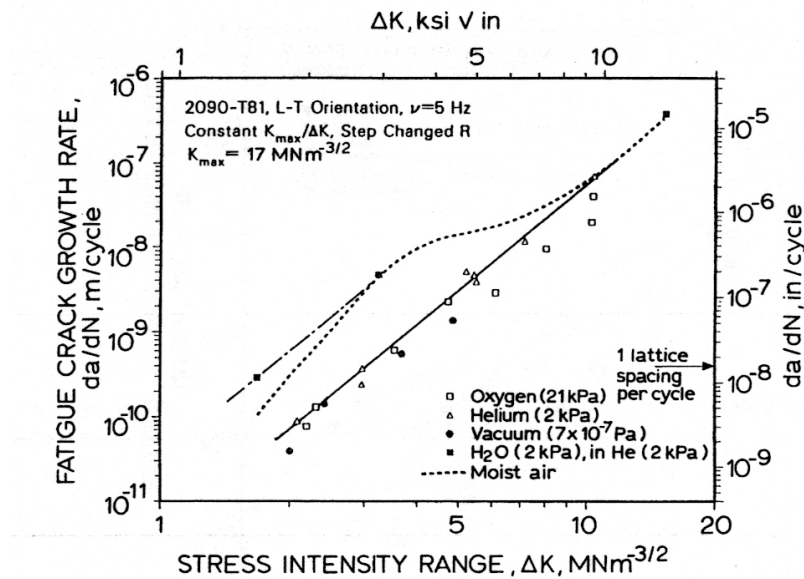


Figure 31 : Influence de l'environnement sur les vitesses de fissuration dans l'alliage 2090-T81. Essais à $K_{\max}$ constant, R variable (pas de fermeture) [101].

Sous vide, la propagation ralentie des alliages d'aluminium au lithium est associée au mécanisme de propagation en pseudo-stade I (cristallographique), illustré par la Figure 32.

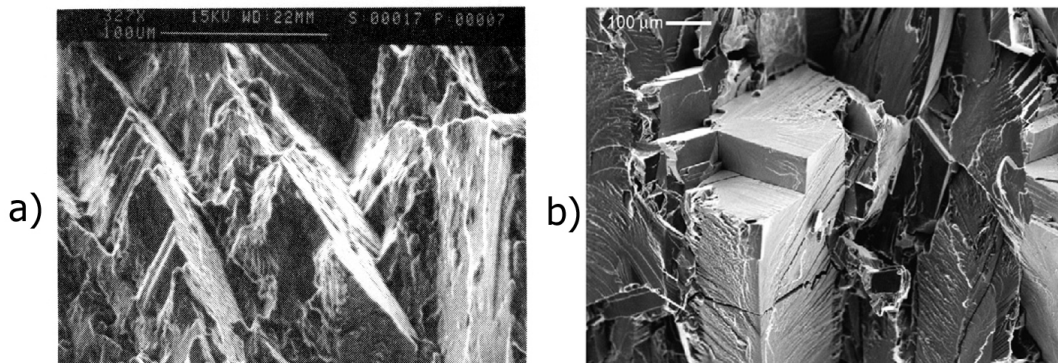


Figure 32 : Fractographies montrant le caractère cristallographique de la propagation sous vide : (a) 8090-T851, $R=0.1$, $\Delta K=7 \text{ MPa.m}^{1/2}$ [106]; (b) C47A-T86, $\Delta K=6 \text{ MPa.m}^{1/2}$, essai à $K_{\max}$ constant = $16,5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ [107].

A l'air ambiant, plusieurs études [101, 106, 108] permettent de montrer que dans les alliages d'aluminium au lithium, les mécanismes de propagation sont compatibles avec le stade II assisté par l'adsorption de vapeur d'eau, ainsi que le stade II assisté par l'hydrogène pour des faibles vitesses de propagation. Ces données sont compilées et présentées dans la Figure 33. Cette forte sensibilité à l'effet d'environnement pourrait être expliquée par la présence de la phase T_1 , identifiée comme site privilégié de piégeage d'hydrogène. [109-111].

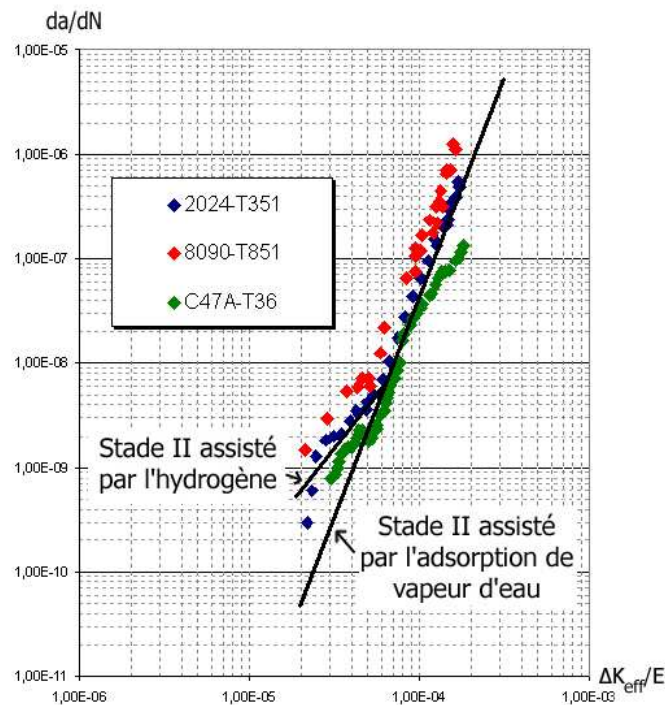


Figure 33 : Superposition des régimes identifiés en stade II assisté par l'adsorption de la vapeur d'eau et stade II assisté par l'hydrogène aux essais à $K_{\max}$ constant à l'air ambiant pour les alliages 2024-T351 et 8090-T851 [106], C47A-T36 [107].

Nous retiendrons donc que les alliages d'aluminium au lithium sont très sensibles à l'environnement, et semblent être sujets, en plus d'un mécanisme contrôlé par l'adsorption de vapeur d'eau, à un régime contrôlé par l'assistance de l'hydrogène aux basses vitesses, qu'on peut rencontrer dans les alliages d'aluminium conventionnels au voisinage du seuil lorsque la précipitation est cisailable [74].

III.7 Fissuration par fatigue sous chargement d'amplitude variable

La conception et la sélection de matériaux pour les structures aéronautiques dimensionnées en tolérance aux dommages sont basées sur la réponse en vitesse de propagation de fissure sous chargements complexes (spectres) qui simulent les conditions en service. L'étude des chargements d'amplitude variable est d'autant plus importante que la résistance à la fissuration d'un alliage peut fortement varier en fonction de la nature des spectres utilisés. Par exemple, les surcharges de traction peuvent retarder la propagation et de ce fait prolonger la durée de vie d'une pièce. A l'inverse, les surcharges de compression tendent à diminuer cet effet. Nous allons ici discuter cet aspect sur les alliages d'aluminium au lithium.

Influence des surcharges de traction

Le rôle des surcharges de traction est traditionnellement examiné au moyen d'essais consistant à faire propager une fissure de fatigue à ΔK constant puis en mesurant la réponse en terme d'avancée de fissure suite à l'application d'une surcharge, plus ou moins importante. La Figure 34 montre l'effet d'une surcharge de traction, respectivement de 50, 100 et 150% à $\Delta K=8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ sur l'alliage 2090-T81 [112]. On remarque que le retard dû à la surcharge augmente avec le niveau de la surcharge appliquée.

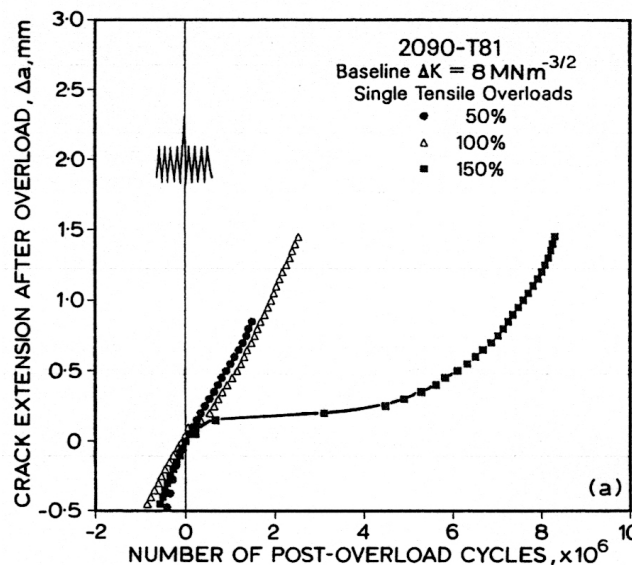


Figure 34 : Evolution de la longueur de fissure suite à l'application d'une surcharge de traction de 50, 100 ou 150% sur l'alliage 2090-T81 pour un ΔK de $8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ [112].

Des études [112, 113] ont montré que le retard était associé aux contraintes résiduelles de compression dans la zone plastique de la surcharge et à la fermeture de fissure résultante au voisinage du front de fissure. Cet effet de retard est favorisé par un plus faible ΔCTOD dans la zone de surcharge, qui augmente la mise en contact des faciès. Les effets d'écrantage en pointe de fissure étant plus importants dans les alliages d'aluminium au lithium, ces derniers montrent une sensibilité à la surcharge de traction plus grande qu'avec les alliages d'aluminium conventionnels, comme le montre la Figure 35, qui compare les avancées de fissure obtenues après une surcharge de 80% en fonction du nombre de cycles pour trois alliages expérimentaux Al-Li-Cu-Zr et l'alliage 7075-T6 [114]. L'augmentation du ratio Li/Cu permet d'augmenter le retard induit par l'application d'une surcharge de traction, grâce à une augmentation de la fraction volumique de la phase δ' qui induit une propagation cristallographique et permet la déviation et le branchement de la fissure. Des résultats similaires en terme d'avancée de fissure et de niveaux de fermeture mesurés ont été observés sur des alliages commerciaux comme le 2090-T81 comparé aux alliages 2124-T351 et 7150-T651 [112].

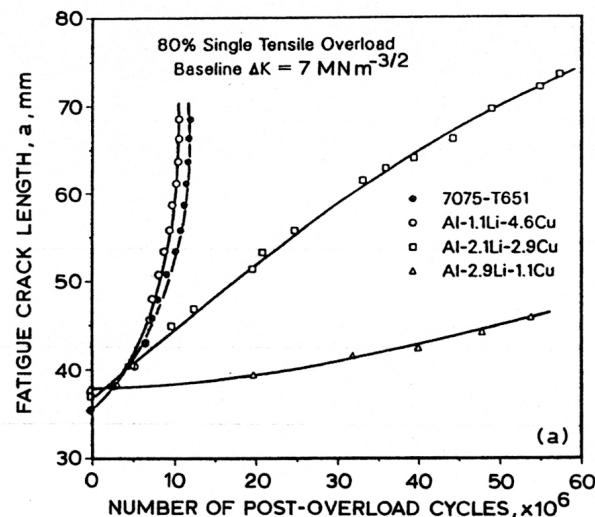


Figure 35 : Evolution de la longueur de fissure suite à l'application d'une surcharge de traction de 80% sur des alliages Al-Li et l'alliage 7075-T651 pour un $\Delta K = 7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ [112].

On retiendra donc que l'application d'une surcharge de traction dans les alliages d'aluminium au lithium permet d'engendrer un retard de la propagation de la fissure plus important qu'avec les alliages d'aluminium conventionnels.

Influence des surcharges de compression

Bien que les surcharges de compression soient fréquemment vues par de nombreuses pièces dans les structures aéronautiques, leur influence sur la propagation de fissure n'a reçu que peu d'attention ; la fissure est présumée rester fermée pendant la partie négative du chargement, l'effet des cycles de compression a donc été considéré comme minime. Pourtant, des études sur des aciers haute résistance, des alliages d'aluminium et des alliages d'aluminium au lithium ont montré que les surcharges de compression pouvaient accélérer de manière significative les vitesses de propagation de fissure dans le domaine proche du seuil, soit en réactivant la croissance de fissures longues pourtant préalablement stoppée pour une valeur de $\Delta K = \Delta K_{\text{seuil}}$, soit en réduisant la valeur de ΔK_{seuil} [115-117]. Ce comportement a été attribué à des niveaux diminués d'écrantage en pointe de fissure résultant d'une diminution des contraintes de compression dans la zone plastique cyclique, et de manière plus importante de l'écrasement des aspérités de surface pendant la surcharge de compression. Au vu de leur dépendance accrue à la déviation de fissure et à la fermeture induite par l'interpénétration des aspérités de surface, les alliages d'aluminium au lithium sont hautement plus sensibles que les alliages d'aluminium conventionnels aux surcharges de compression. Par exemple, il faut une surcharge de compression de 400-500% pour réactiver la propagation d'une fissure arrêtée dans les alliages 2124 et 7150, alors qu'une surcharge de compression de 200% suffit à causer le même effet dans l'alliage 2090-T81 [115].

Chargement sous spectre

Peu d'études concernant le comportement des alliages d'aluminium au lithium en chargement sous spectre ont été publiées. Pourtant, les résultats obtenus méritent une attention toute particulière. Scarich *et al.* [118] ont testé le comportement de sept alliages Al-Li différents comparativement aux alliages 7075-T7551 et 2024-T351 en chargement d'amplitude variable, en utilisant trois spectres différents : le premier dominé par des surcharges de traction (T), le second comportant des surcharges de traction et de compression d'amplitudes comparables (TC), et le troisième étant le spectre TC tronqué, sans surcharges de compression (TCZ). Il apparaît alors que les alliages d'aluminium au lithium présentent sous spectre TCZ une durée de vie supérieure à celles obtenues avec les spectres T et TC, comme le montre la Figure 36.

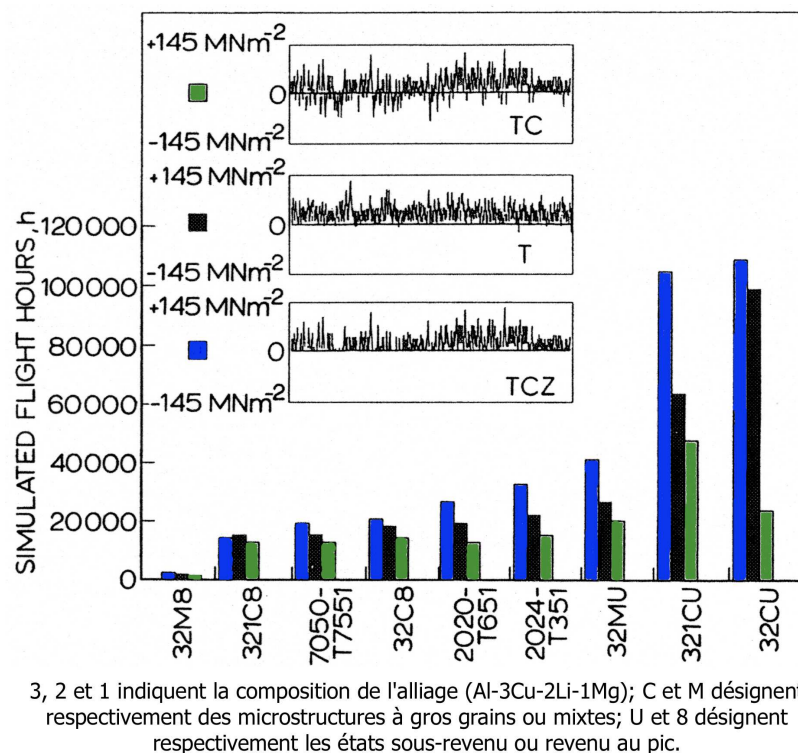


Figure 36 : Comparaison de la durée de vie sous spectre pour des alliages Al-Li expérimentaux, 2020-T651, 2024-T351, et 7075-T7551 sous chargement dominé en traction (T), en traction-compression (TC) et en traction-compression modifié (TCZ) [118].

L'occurrence de surcharges de compression dans un spectre apparaît néfaste pour la résistance à la fissuration des alliages Al-Li. De même, Ranganathan et Petit [119] démontrent que sous spectre Mini TWIST, l'alliage 8090-T651 montre une durée de vie inférieure de près de 35% à celle obtenue avec l'alliage 2024-T351, due à un changement de mécanismes de fissuration. En effet, le caractère cristallographique de la propagation sous chargement d'amplitude constante de l'alliage 8090-T651 n'est pas retrouvé sous chargement d'amplitude variable ; on observe à la

place un faciès de rupture plat (Figure 37), qui réduit les effets de fermeture et l'écrantage en pointe de fissure associé au branchement et à la déviation.

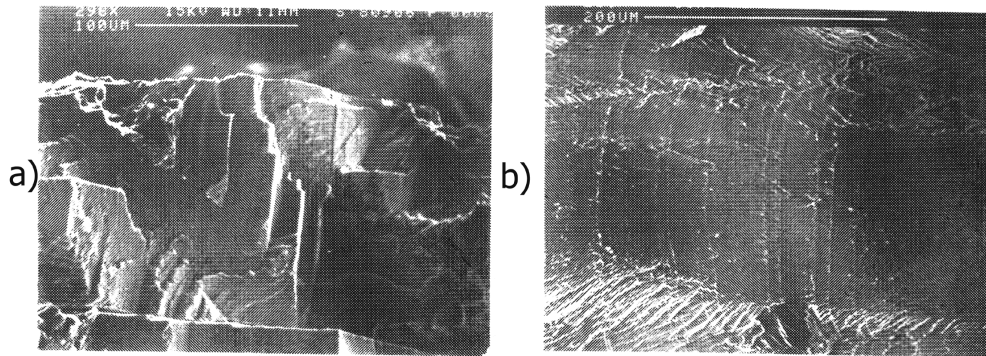


Figure 37 : Fractographies de l'alliage 8090-T651 : (a) facettes cristallographiques, $\Delta K = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$, $R=0.5$; (b) faciès plat, spectre Mini TWIST, $K_{\max}=20 \text{ MPa.m}^{1/2}$ [119].

Wanhill [120] et Schra [121] ont montré des résultats similaires sous spectre Mini TWIST pour les alliages 8090-T81, 2091-T3 et 2091-T8. et 2090-T84, illustrés dans la Figure 38.

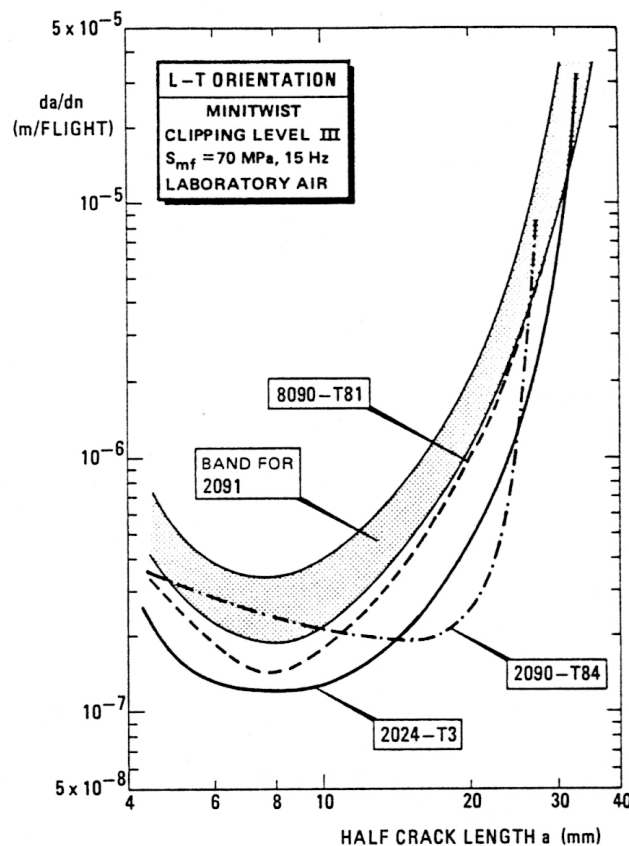


Figure 38 : Comparaison des vitesses moyennes de fissuration sous spectre Mini TWIST pour les alliages 8090-T81, 2091-T3 et 2091-T8. et 2090-T84 [120].

En conclusion de cette partie consacrée au comportement des alliages Al-Li sous chargement d'amplitude variable, nous retiendrons donc que malgré le bénéfice qu'apportent les surcharges de traction, la sensibilité des alliages d'aluminium au lithium aux surcharges de compression apparaît comme étant un facteur limitant la résistance à la fissuration par fatigue en chargement sous spectre.

IV. Simulation numérique de la fermeture de fissure due à la plasticité

Depuis les années 1970, l'utilisation de la méthode des éléments finis est en pleine expansion. Cet outil numérique permet, entre autres, de simuler la propagation d'une fissure ainsi que le phénomène de fermeture induite par plasticité associé. Son utilisation permet, en outre, de caractériser les états de contraintes et de déformations en pointe de fissure. Nous nous intéresserons dans cette partie aux études ayant eu pour but de modéliser la fermeture de fissure induite par plasticité. Nous ne traiterons pas la modélisation de la propagation.

IV.1 Recommandations en terme de maillage

La zone proche du front de fissure présente des gradients sévères de contraintes et de déformations. Les résultats obtenus présentent de ce fait une forte dépendance au maillage ; la taille de maille ainsi que le type d'éléments utilisés se doivent donc d'être appropriés au problème posé, dans un double objectif de fiabilité des résultats et de temps de calcul raisonnables.

Pour les simulations en 2D, des éléments quadratiques linéaires sont largement utilisés ; de la même manière, les éléments cubiques linéaires sont utilisés pour les problèmes en 3D [122-127]. Concernant la taille minimale des éléments, les différents auteurs s'accordent sur le fait qu'elle est liée à la taille de la zone plastique monotone ou cyclique en pointe de fissure, et que ces zones doivent contenir plusieurs éléments. Les avis divergent cependant quant à ce nombre d'éléments : Dougherty *et al.* [128] recommandent dix éléments dans la zone plastique monotone, Solanski *et al.* [123] recommandent trois à quatre éléments dans cette zone, Rochowdhury *et al.* [129] n'en suggèrent que deux ou trois, alors que Park *et al.* [130] ont modélisé la fermeture de fissure avec un seul élément dans la zone plastique cyclique.

Pour les calculs en 3D, la question du nombre d'éléments dans l'épaisseur de l'éprouvette se pose. Chermahini [122] a modélisé la propagation d'une fissure longue en se limitant à quatre éléments dans l'épaisseur, Rochowdhury *et al.* [129, 131] suggèrent cinq éléments avec un

maillage progressif de manière à ce que les éléments soient plus fins vers la surface libre (bord) qu'au centre (cœur), comme illustré dans la Figure 39.

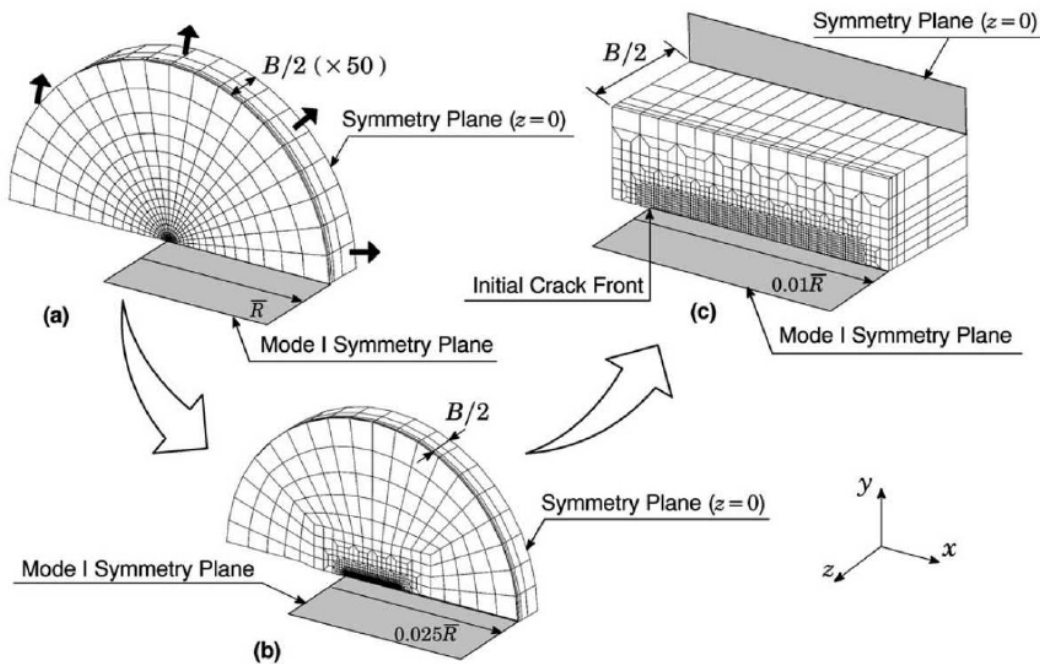


Figure 39 : Maillage tridimensionnel d'un front de fissure avec taille d'élément variable dans l'épaisseur [131].

Nous retiendrons donc de cette partie qu'il existe des recommandations en terme de taille de maille, mais que celles-ci n'ont aucun caractère impératif. L'augmentation du nombre d'éléments dans la zone plastique monotone ou cyclique conduit à une approche plus réaliste du comportement en pointe de fissure, mais aboutit également à une augmentation du temps de calcul et de la taille des fichiers de stockage de données, ce phénomène étant largement amplifié pour les études en 3D où s'ajoute la question du nombre d'éléments dans l'épaisseur.

IV.2 Méthode de relâchement de nœuds appliquée à la création du sillage plastique d'une fissure

Afin de simuler la fermeture de fissure longue induite par plasticité, il convient tout d'abord de créer cette fissure et son sillage plastique, responsable de l'effet de fermeture. Le but n'étant pas de simuler la propagation de manière réaliste, on utilise une technique de relâchement successif de nœuds associée à la modification des conditions aux limites en pointe de fissure (ou sur le front de fissure en 3D) afin de faire croître la longueur de fissure.

La Figure 40 illustre de manière schématique cette technique en 2D. On enlève la condition aux limites de blocage du déplacement vertical U_y au nœud 1, ce qui a pour effet de placer la pointe de fissure vers le nœud 2. On a ainsi fait se propager la fissure d'une longueur correspondant à la taille d'un élément. Afin de ne pas créer de discontinuités dans les champs de déformation, un seul relâchement est effectué à chaque avancée de fissure [132]. On répète ensuite la procédure autant de fois que nécessaire.

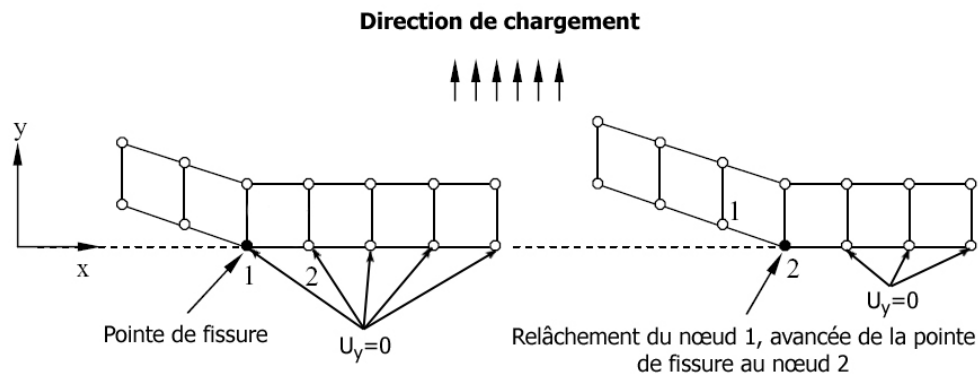


Figure 40 : Illustration schématique de l'avancée d'une fissure en 2D par la méthode de relâchement de nœuds [133].

Un paramètre important est le nombre de cycles entre chaque relâchement. Dans la réalité, pour qu'une fissure se propage d'une longueur égale à la taille d'un élément (ce qui dépend certes de la taille d'élément), le nombre de cycles nécessaire est d'un ordre de grandeur de plusieurs milliers, ce qui est inconcevable au niveau du calcul. Dans une optique de réduction des coûts de calcul, certains auteurs ne réalisent qu'un cycle entre chaque relâchement [129, 131, 134, 135]. Dans le cas d'un matériau obéissant à une loi de type élastique-plastique parfaite, deux cycles suffisent : le premier pour stabiliser la zone plastifiée, le second pour mesurer la fermeture [136]. Cependant, Pommier [137] a montré que l'utilisation de ce type de loi ne traduit pas correctement le comportement cyclique en pointe de fissure. Des lois de comportement plus complexes, prenant par exemple en compte un écrouissage cinématique et isotrope, permettent de rendre compte de l'effet de Rochet, et rendent mieux compte de l'effet de fermeture, dû à cet écrouissage, ainsi que de l'effet de l'histoire du chargement. Avec ces types de lois, l'idée est donc de réaliser un nombre de cycles suffisant pour stabiliser les boucles de contrainte-déformation dans la zone plastique avant de procéder au relâchement. Cette façon de procéder induit un coût de calcul plus important, il est donc souhaitable de trouver un compromis entre la précision voulue de la description des états de contraintes et déformations en front de fissure et le temps de calcul.

D'autre part, plusieurs points de vue existent quant au moment le plus propice pour opérer le relâchement de nœuds. Celui-ci peut être fait :

- à la charge minimale [123, 127, 133] pour s'affranchir du problème numérique causé par le changement instantané des champs de déplacement ;
- à la charge maximale [125, 126] pour traduire le fait que la fissure se propage lorsqu'elle est complètement ouverte ;
- entre la charge minimale et la charge maximale, pendant le cycle de chargement ou de déchargement [127].

Ces différentes approches sont synthétisées de manière schématique dans la Figure 41.

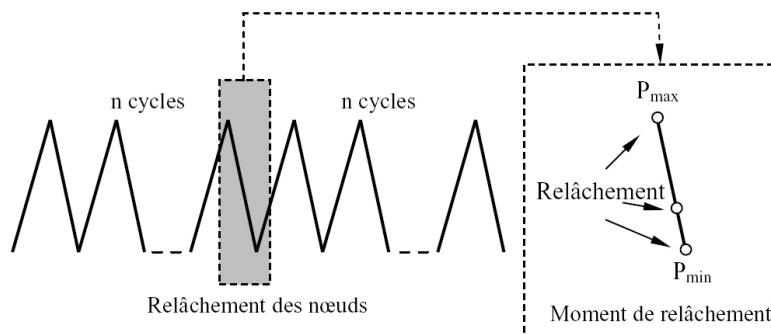


Figure 41 : Illustration schématique des différents moments possibles pour opérer le relâchement de nœuds [133].

Solanki *et al.* [124] ont montré récemment que des résultats comparables étaient obtenus quel que soit le moment où le relâchement est effectué. On notera par ailleurs que toutes ces hypothèses ne rendent pas compte du processus réel de propagation d'une fissure par fatigue. L'avancée de fissure est un processus progressif dans le cycle entier, comme le montre l'observation des stries de fatigue. De plus, la fissure ne se propage pas à la charge minimale où les contraintes en pointe de fissure sont alors des contraintes de compression.

IV.3 Techniques de simulation de la fermeture de fissure

Physiquement, la fermeture d'une fissure correspond à la remise en contact des lèvres de la fissure. Pour modéliser ce contact, Newman [138] a utilisé des éléments de type ressort (Spring Elements), qui sont des éléments de liaison élastique. Les nœuds en position opposée sur le plan de propagation sont reliés à deux éléments ressorts : l'un avec une raideur importante en compression et nulle en tension (C), l'autre avec une raideur importante en tension et nulle en

compression (T). L'avancée de fissure se fait par le relâchement de l'élément de ressort en tension T à la charge maximale, alors que l'élément C sert à modéliser la remise en contact des lèvres de la fissure. Ce processus est illustré par la Figure 42. De nombreux auteurs ont par la suite utilisé cette technique [125, 139-141].

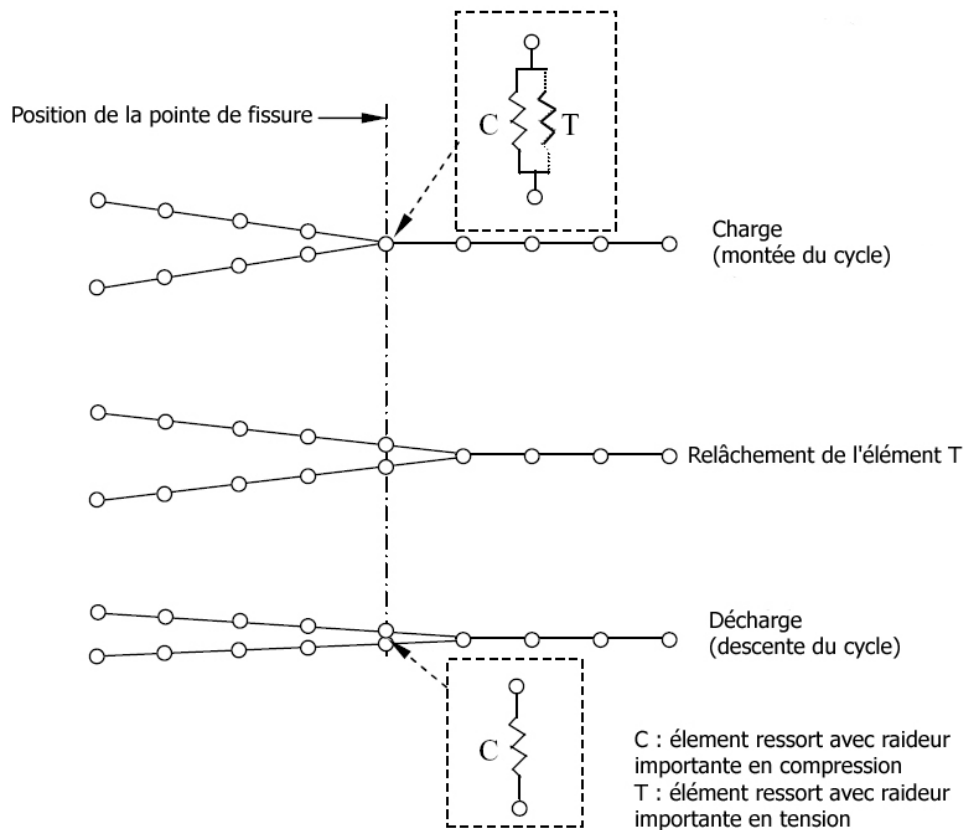


Figure 42 : Illustration schématique de la simulation de l'avancée de fissure et du contact à l'aide d'éléments de type ressort (Spring Element) [142].

Une autre technique consiste à utiliser dans le code de calculs des éléments de contact. Avec le code de calcul Abaqus® par exemple, on peut modéliser le contact normal rigide entre les nœuds des lèvres de la fissure et une surface analytiquement rigide collée sur le plan de propagation, comme le montre la Figure 43, qui empêche l'interpénétration des lèvres de la fissure lors de la décharge. Cette technique a été utilisée par plusieurs auteurs [123, 128, 129, 131, 133, 143, 144] du fait de la simplicité de sa mise en place dans les modèles.

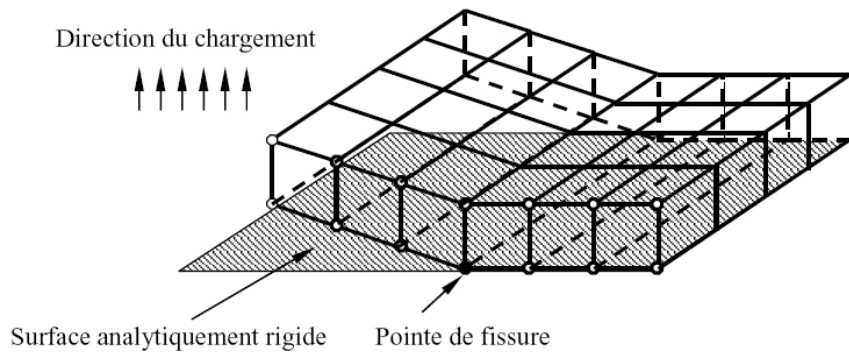


Figure 43 : Surface rigide en contact avec les nœuds dans le plan de propagation pour simuler la fermeture [133].

IV.4 Détermination de la fermeture

La détermination des charges à l'ouverture P_{op} et à la fermeture P_{cl} est généralement réalisée par deux techniques, basées sur l'état de contraintes en pointe de fissure et le déplacement des nœuds des lèvres de la fissure.

Etat de contraintes en pointe de fissure

Cette technique a été proposée pour simuler la propagation d'une fissure en déformations planes [145]. Elle consiste à définir la charge à l'ouverture P_{op} comme la charge appliquée pour laquelle toutes les contraintes résiduelles de compression ont disparu sur les lèvres de la fissure, et la charge P_{cl} comme la charge appliquée pour laquelle toutes les contraintes résiduelles alternent de tension en compression. D'autres auteurs ont proposé que les charges P_{op} et P_{cl} soient définies respectivement comme les charges appliquées pour lesquelles les contraintes aux nœuds sur les lèvres de la fissure passent d'un état de compression en traction et inversement [146, 147], ou encore que ces charges soient celles pour lesquelles les contraintes en pointe de fissure perpendiculaires au plan de propagation alternent de compression en traction et inversement [148].

Déplacement des nœuds des lèvres de la fissure

Cette méthode consiste à suivre le déplacement des nœuds (ou série de nœuds) perpendiculairement au plan de fissuration ; cette technique est la plus utilisée et elle est la plus simple pour la détermination de la fermeture induite par plasticité, surtout avec le code de calcul Abaqus® lorsque le contact est simulé à l'aide d'une surface rigide en 3D, ou une ligne rigide en 2D. La charge à l'ouverture P_{op} correspond au moment où les déplacements perpendiculaires au plan de fissuration U_y des nœuds observés sur la lèvre de la fissure deviennent positifs pendant la montée du cycle. La charge à la fermeture P_{cl} correspond au moment où les déplacements

deviennent nuls pendant la décharge. La Figure 44 illustre l'évolution de déplacement U_y en fonction de la charge.

Afin de déterminer la fermeture, les déplacements sont pris soit au(x) premier(s) nœud(s) [123, 125, 126, 149], soit au(x) deuxième(s) nœud(s) [131, 137, 149] derrière la pointe (le front) de fissure, à cause du gradient de contraintes important. On notera que ces déterminations sont dépendantes du maillage car la position des nœuds observés modifie le niveau de fermeture déterminé.

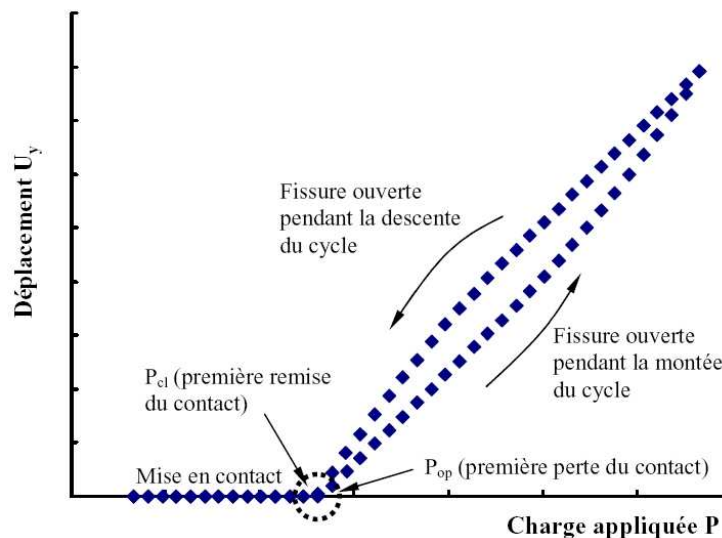


Figure 44 : Illustration schématique de la détermination des charges à l'ouverture P_{op} et à la fermeture P_{cl} par la méthode de déplacement des nœuds [133].

Gonzalez-Herrera *et al.* [150] ont montré qu'il existait des différences importantes entre les niveaux de fermeture observés suivant les deux techniques présentées ci-dessus. Ismonov et Daniewicz [149] ont fait le même constat très récemment, mais ont montré que si le déplacement était pris au second nœud derrière le front de fissure, cette différence était quasi-nulle.

IV.5 Motivations et résultats en simulation numérique 3D

Dans les simulations en 2D, avec des hypothèses de contraintes planes ou de déformations planes, il a été montré que la charge à l'ouverture P_{op} était généralement plus élevée en contraintes planes qu'en déformations planes [125, 138, 151]. L'hypothèse de déformations planes n'est d'ailleurs pas réaliste car selon Solanki *et al.* [123] l'effet de bord dans un corps volumique a toujours une influence importante sur l'intérieur.

Un nombre relativement limité d'études en 3D a été réalisé [129, 131, 133, 152]. On citera notamment les travaux de Roychowdhury et al. [129, 131] qui ont simulé la propagation d'une fissure longue en hypothèse de plasticité confinée en utilisant une loi de comportement avec écrouissage cinématique. Les résultats ont montré que la fissure s'ouvrait d'abord à cœur et progressivement vers le bord, et que la fissure se fermait à cœur sur une petite distance derrière le front de fissure, et sur une grande distance au bord. Ces observations mettent en évidence différentes valeurs de K_{op} au bord et à cœur, traduisant un effet 3D qui ne peut pas s'expliquer par les hypothèses en contraintes planes et en déformations planes.

Gonzalez Herrera *et al.* [150] ont réalisé leurs travaux sur un alliage d'aluminium, avec une loi de comportement en écrouissage isotrope avec une faible consolidation, et un seul cycle entre chaque relâchement de nœuds. Les résultats mettent en évidence un effet de fermeture plus marqué près du bord.

Vor [133] a simulé la propagation de fissures longues et courtes dans un acier 304L, en utilisant une loi d'écrouissage cinématique et isotrope, et en effectuant 15 cycles entre chaque relâchement de nœuds (le matériau présentant une consolidation importante ainsi qu'un effet Rochet marqué, la stabilisation des boucles de contrainte-déformation n'est pas immédiate). Les résultats montrent là encore que la fermeture de fissure est localisée sur le bord, comme le montre la Figure 45, et que la modification de l'épaisseur de l'éprouvette n'entraîne aucune variation du niveau de fermeture, car la forme et la taille de la zone de contact restent inchangées.

Les résultats montrent en outre que les niveaux de fermeture obtenus sont sensibles à la longueur de fissure en dessous d'une taille critique, comme le montre la Figure 46, traduisant parfaitement l'effet fissure courte. Ces observations confirment le fait qu'il faille « créer » le sillage plastique de la fissure sur une longueur suffisante avant de pouvoir déterminer le niveau de fermeture d'une fissure longue.

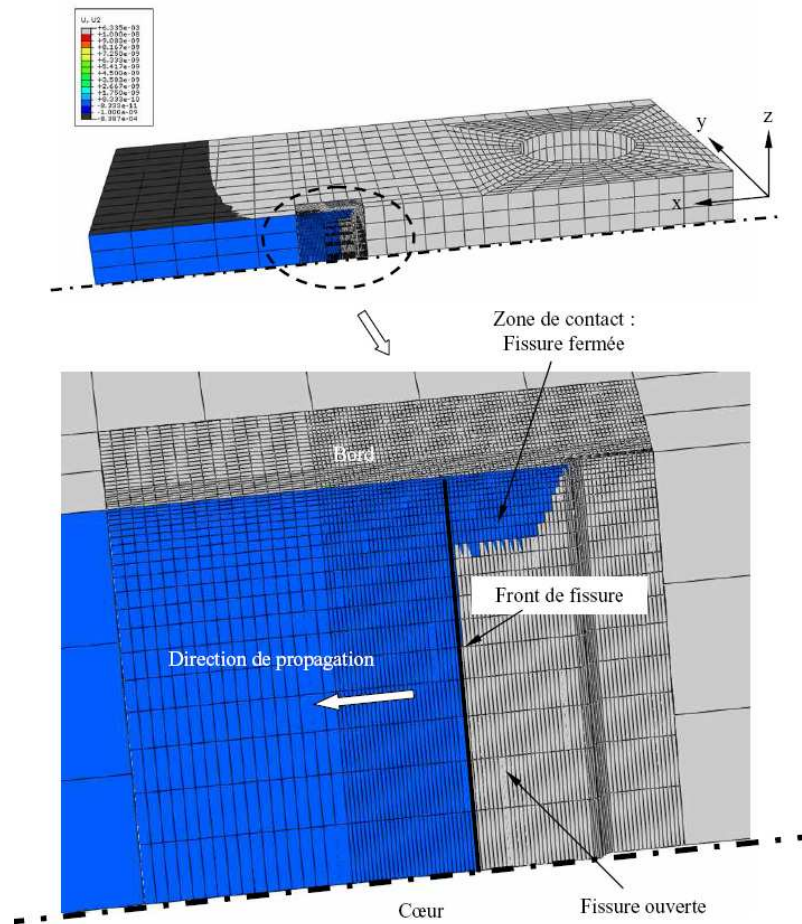


Figure 45 : Observation de la fermeture induite par plasticité traduite par une zone de contact à $\Delta K = 12 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, $R = 0.1$, à charge minimale [133].

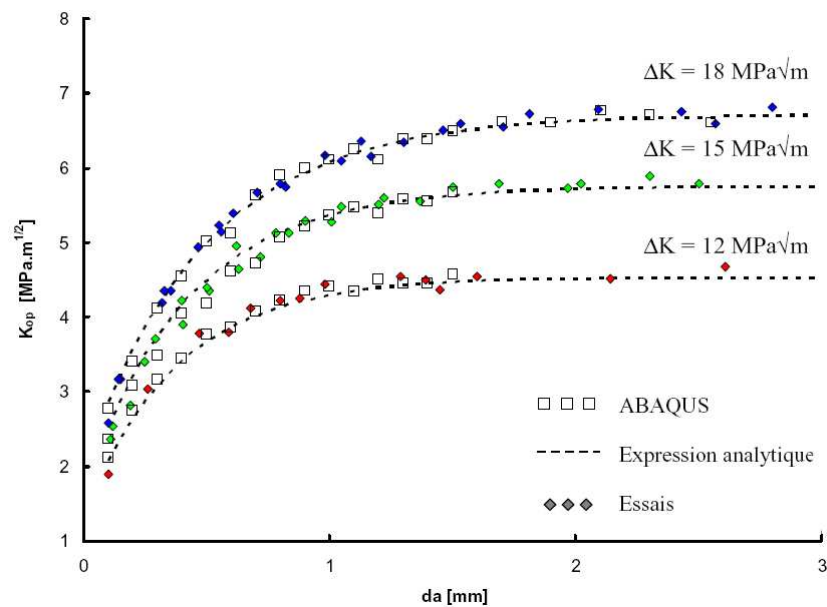


Figure 46 : Evolution de la valeur de K_{op} en fonction de la longueur de fissure da pour trois niveaux de ΔK à $R = 0.1$ sur un acier 304L [133].

Chea [153] a complété cette étude en montrant que la forme du front de fissure (fissure droite ou courbe) n'avait pas d'influence sur la localisation de la fermeture sur les bords et sur le fait que la surface de contact augmente au cours de la propagation, traduisant une augmentation de la valeur de K_{op} .

CHAPITRE II

Matériaux et conditions expérimentales

Ce chapitre est consacré dans une première partie à la présentation des matériaux utilisés dans le cadre de cette étude, et à leur comparaison en terme de composition chimique, de microstructure et de propriétés mécaniques. Les propriétés cycliques d'un des alliages sont également étudiées. La seconde partie présente les dispositifs expérimentaux utilisés pour les essais de fissuration : machines d'essais, éprouvettes, conditions opératoires et techniques associées. Une méthode semi-automatique de mesure de fermeture est également présentée.

I. Matériaux étudiés

I.1 Définition et caractérisations microstructurales

Au cours de cette étude, trois alliages d'aluminium au lithium de troisième génération ont été considérés : les alliages type 2050, 2198 et 2196. L'objectif de cette partie est de présenter ces alliages à travers leur composition chimique et leurs caractéristiques microstructurales.

I.1.1. Composition chimique

Le Tableau 1 présente les compositions chimiques nominales des trois alliages considérés, données en pourcentages massiques.

<i>Alliage</i>	<i>Composition chimique (%massique)</i>								
	<i>Cu</i>	<i>Li</i>	<i>Mg</i>	<i>Mn</i>	<i>Ag</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>	<i>Zr</i>
2198	2.9-3.5	0.8-1.1	0.25-0.8	<0.5	0.1-0.5	<0.08	<0.1	<0.35	0.04-0.18
2050	3.2-3.9	0.7-1.3	0.2-0.6	0.2-0.5	0.2-0.7	<0.08	<0.1	<0.25	0.06-0.14
2196	2.5-3.3	1.4-2.1	0.25-0.8	<0.35	0.25-0.6	<0.12	<0.15	<0.35	0.04-0.18

Tableau 1 : Compositions chimiques nominales des alliages étudiés [154].

On notera que ces compositions diffèrent essentiellement en ce qui concerne leur teneur en cuivre et en lithium ; la nature des précipitations en présence peut par conséquent être différente dans les trois alliages.

I.1.2. Traitements thermomécaniques

L'alliage 2050 a été reçu sous forme de tôle forte d'épaisseur 15.5 mm, à l'état T851 (écroui, mûri à l'ambiante, revenu puis relaxé par traction). Les alliages 2198 et 2196 ont été quant à eux reçus à l'état T351 (écrouis et mûris à l'ambiante), en tôles d'épaisseurs respectives de 6 mm et 15 mm. Les essais mécaniques de l'étude devant être réalisés sur des alliages à l'état T851, un traitement thermique a donc été appliqué aux alliages 2198 et 2196. Pour des raisons de confidentialité, celui-ci ne sera pas détaillé dans ce mémoire.

I.1.3. Microstructure

I.1.3.1 Structure de grains

Afin d'observer la structure de grains des trois alliages, des échantillons prélevés dans les trois plans de laminage ont été polis au papier carbure de silicium suivant la gamme suivante : 320,

500, 1000, 2400, 4000 ; puis une finition à la suspension diamantée 3 μm puis 1 μm a été mise en oeuvre. Afin de révéler la structure de grains, une attaque au réactif de Keller (95% H_2O , 2,5% HNO_3 , 1% HF , en % volumique) a été réalisée. La Figure 47 montre les structures de grains observées en microscopie optique.

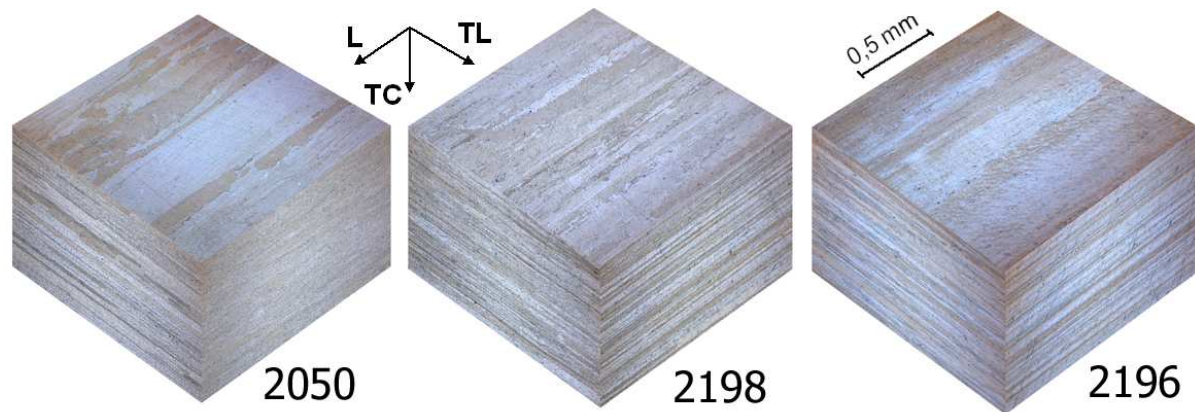


Figure 47: Structure de grains des trois alliages, dans les trois plans de laminage.

On note que les trois alliages présentent une structure majoritairement non recristallisée, caractérisée par un fibrage très exprimé dans le sens de laminage (L) et des grains aplatis dans le sens travers court (TC). Le Tableau 2 présente la taille moyenne de grains mesurée dans les sens long (L), travers long (TL) et travers court (TC).

Alliage	Direction		
	L	TL	TC
2050	plusieurs mm	100 μm ($\pm 90 \mu\text{m}$)	30 μm ($\pm 20 \mu\text{m}$)
2198	plusieurs mm	60 μm ($\pm 50 \mu\text{m}$)	15 μm ($\pm 10 \mu\text{m}$)
2196	plusieurs mm	90 μm ($\pm 80 \mu\text{m}$)	15 μm ($\pm 10 \mu\text{m}$)

Tableau 2 : Taille moyenne des grains selon les directions L, TL et TC.

I.1.3.2 Précipitation

Des observations en microscopie électronique à balayage (microscope JEOL 6400) et en transmission (microscope Philips CM20) ont été réalisées afin de caractériser de manière qualitative la précipitation présente dans les alliages étudiés. Pour les observations en microscopie électronique à transmission, la technique de préparation des lames minces a consisté à polir des pastilles préalablement usinées par électroérosion d'un diamètre de 3 mm et d'épaisseur 500 μm jusqu'à les amincir de manière à obtenir une épaisseur comprise entre 50 μm et 70 μm . Ces pastilles ont ensuite subi un polissage électrolytique dans une cellule de polissage

Struers-Lenupol®, en utilisant un bain d'attaque composé en volume d'un tiers d'acide nitrique (HNO_3) et de deux tiers de méthanol (CH_3OH), à une température comprise entre -35°C et -30°C , sous une tension de 20 V et pour une durée d'attaque d'environ une minute. Les lames minces obtenues ont ensuite été rincées successivement à l'acide nitrique, à l'eau, et à l'éthanol ($\text{CH}_2\text{-CHOH}$).

Précipitation durcissante

La caractérisation de la précipitation durcissante a été réalisée grâce en microscopie électronique à transmission, en s'aidant des diagrammes de diffraction d'axes de zone $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$, $\langle 110 \rangle_{\text{Al}}$ et $\langle 112 \rangle_{\text{Al}}$, qui permettent la superposition des diagrammes de diffraction de la matrice d'aluminium ainsi que des différentes familles de précipités, comme l'illustre la Figure 48.

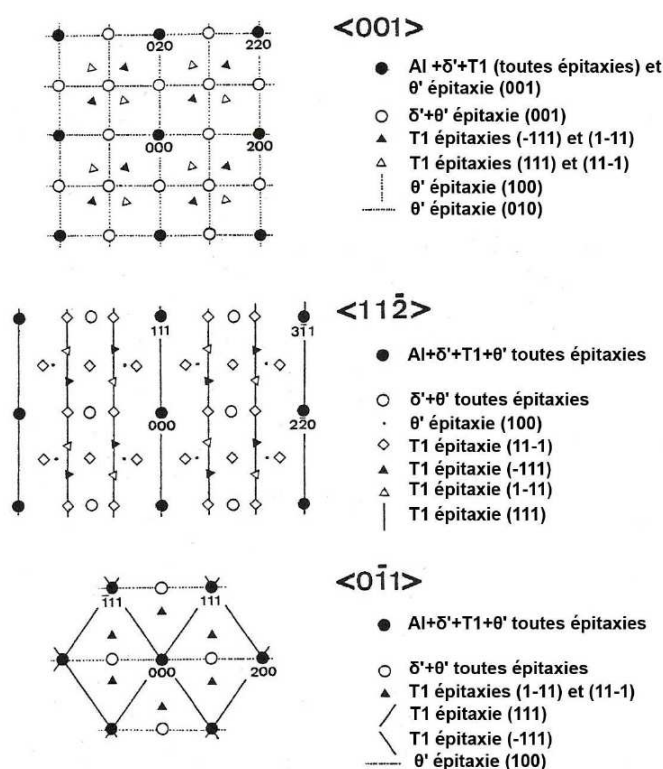


Figure 48 : Représentation schématique et identification des différentes tâches et trainées de diffraction dans des alliages Al-Cu-Li dans différents axes de zone [155].

La précipitation de la phase T_1 a été mise en évidence dans les trois alliages étudiés, comme le montre la Figure 49.

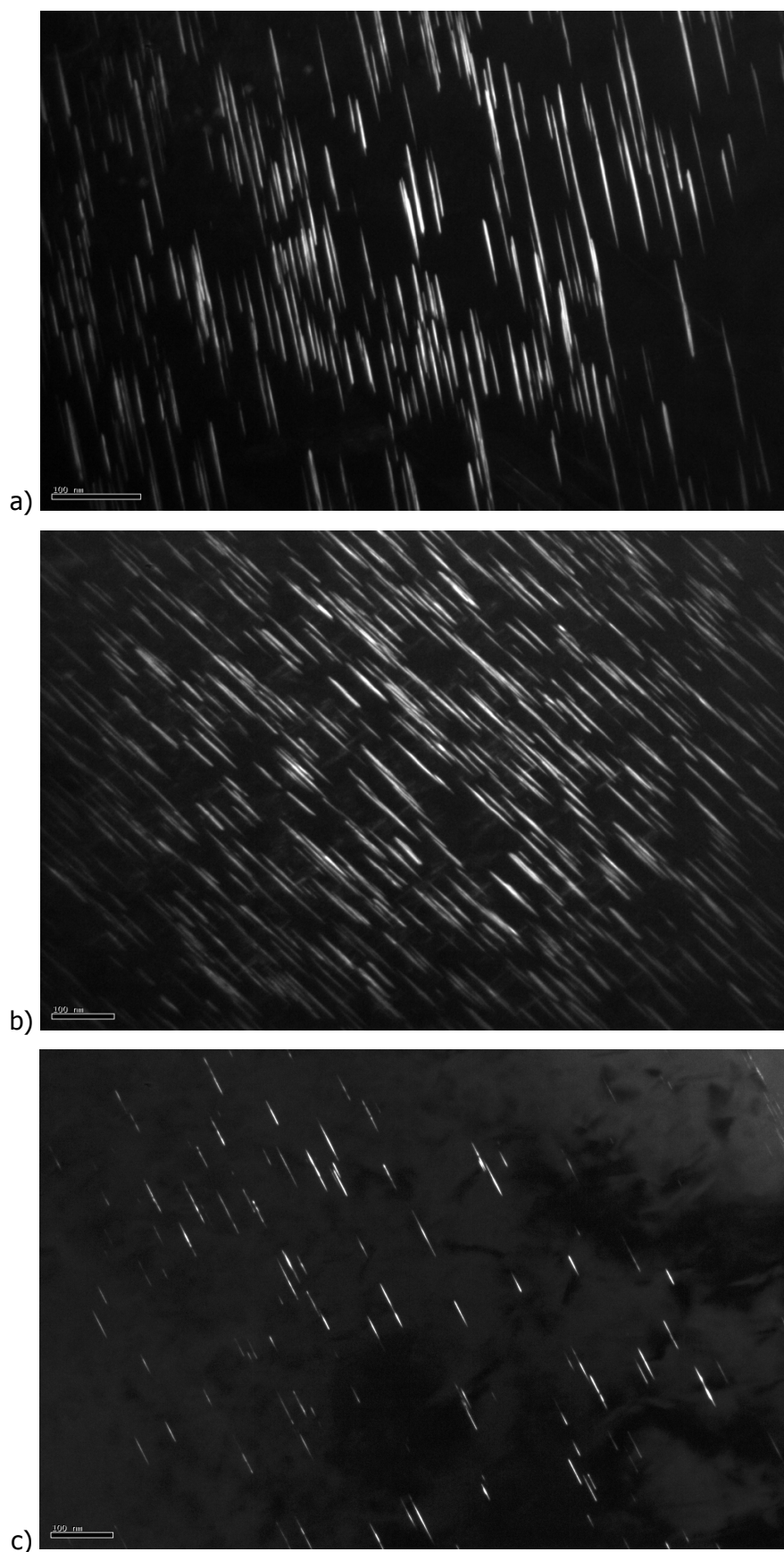


Figure 49 : Images en champ sombre des précipités de T_1 observés dans les alliages 2198-T851 (a), 2050-T84 (b) et 2196-T851 (c).

La distribution spatiale des précipités T_1 est très dense dans l'alliage 2050-T84, et à l'inverse plutôt clairsemée dans l'alliage 2196-T851. Elle peut être considérée comme intermédiaire dans l'alliage 2198-T851 par rapport aux deux autres alliages.

La précipitation de la phase θ' a été mise en évidence dans les alliages 2198-T851 et 2196-T851, et est illustrée dans la Figure 50.

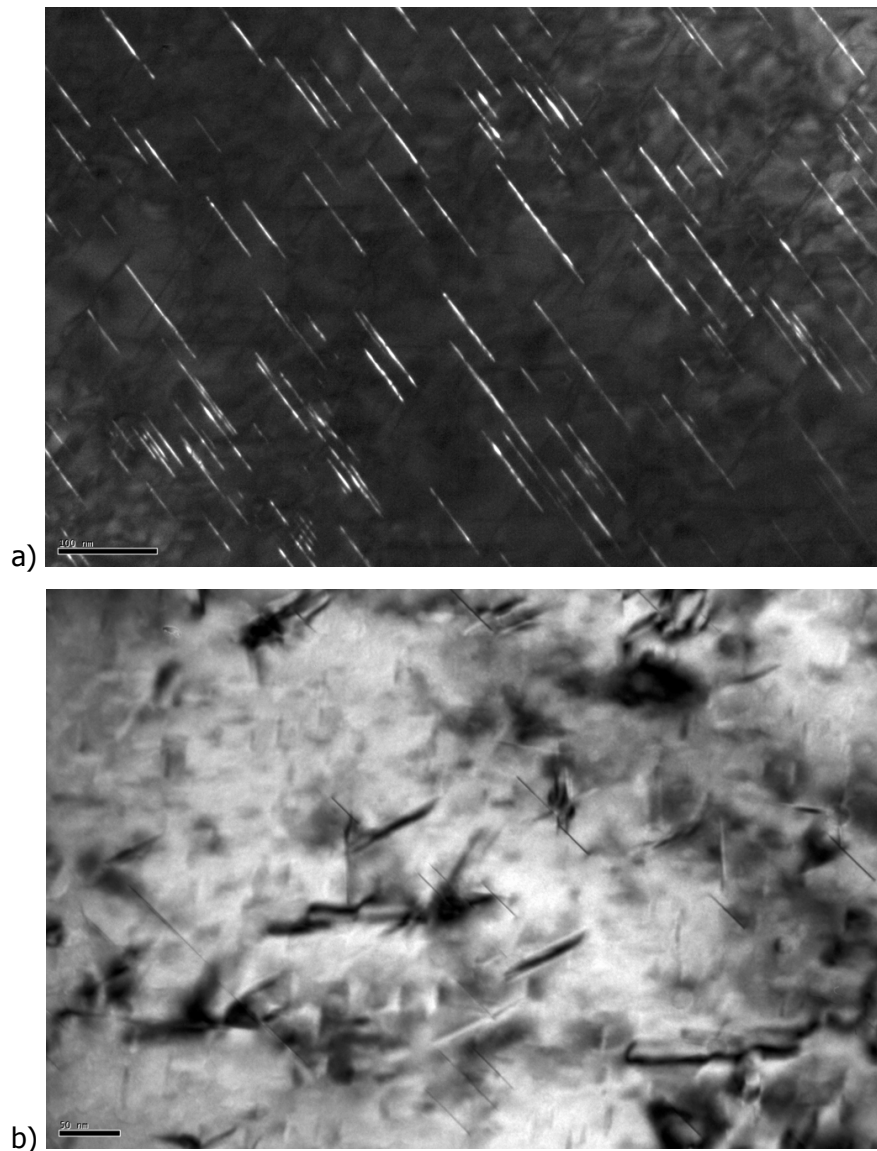


Figure 50 : Images des précipités θ' observés a) en champ sombre dans l'alliage 2198-T851, b) en champ clair dans l'alliage 2196-T851.

On remarque une distribution spatiale de cette phase très clairsemée dans l'alliage 2196-T851 comparée à celle de l'alliage 2198-T851.

Enfin, la précipitation de la phase δ' n'a été mise en évidence que dans l'alliage 2196-T851, cela étant cohérent avec le fait que ce soit l'alliage le plus titré en lithium. Cette précipitation est illustrée dans la Figure 51.

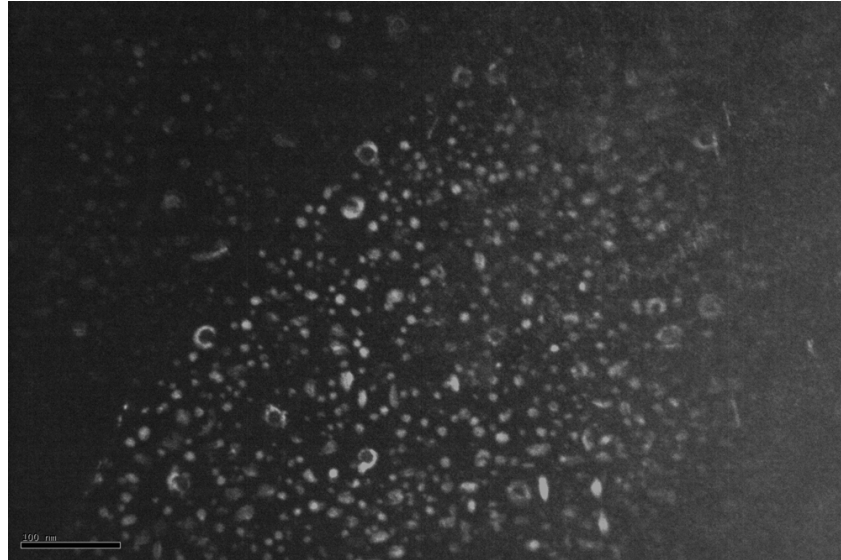


Figure 51 : Image en champ sombre des précipités de δ' observés dans l'alliage 2196-T851.

Le Tableau 3 synthétise le type de précipitation en présence dans les trois alliages étudiés.

Alliage	Types de précipités
2050-T84	T_1
2198-T851	$T_1 + \theta'$
2196-T851	$T_1 + \delta' + \theta'$

Tableau 3 : Synthèse de la précipitation observée dans les alliages étudiés.

Un algorithme de traitement d'images, illustré en Figure 52, a été mis au point avec le logiciel Visilog®, permettant d'étudier la population des précipités, en terme de distribution de taille. La dimension représentative a été choisie comme étant la longueur des plaquettes pour T_1 et θ' , et le diamètre des sphères pour δ' .

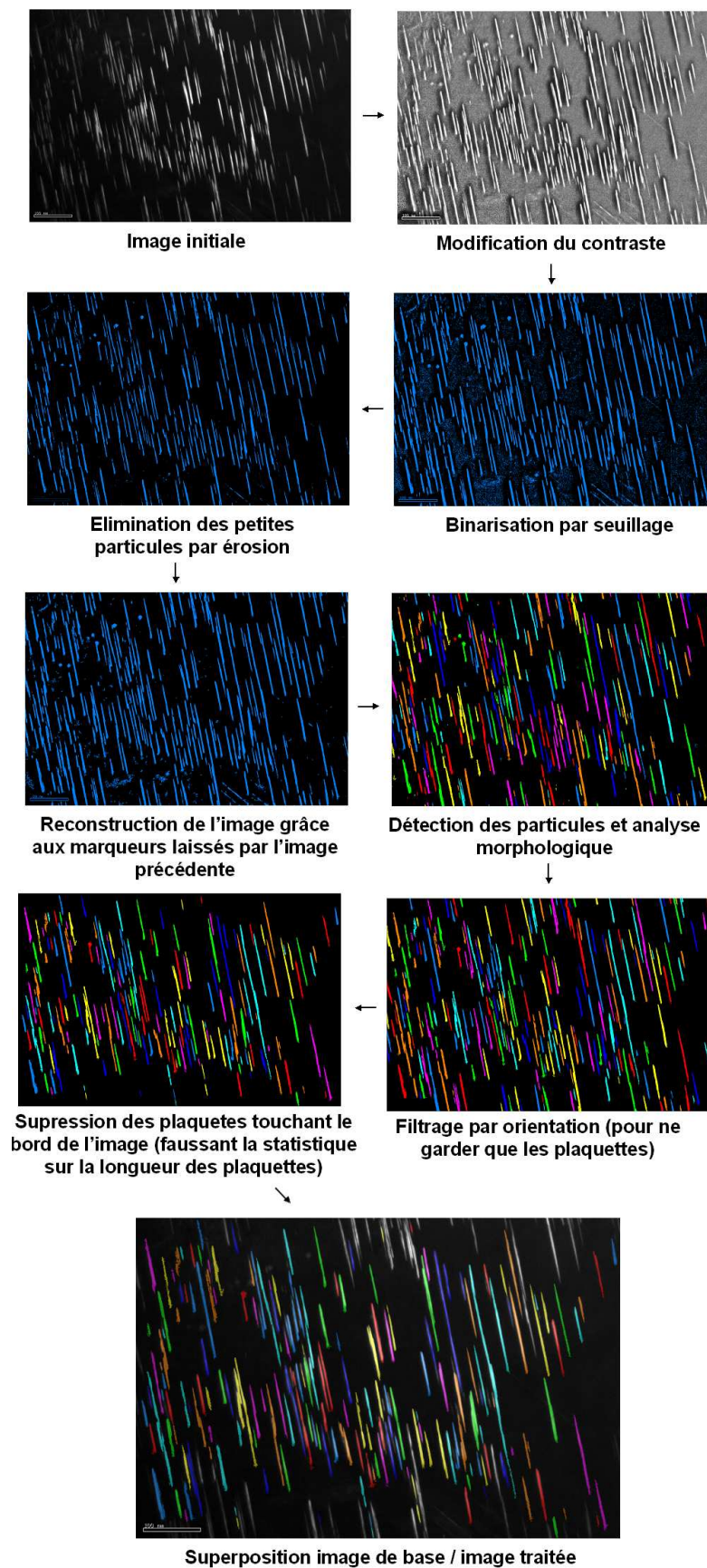


Figure 52 : Illustration schématique (sur une image des précipités de T_1 dans l'alliage 2198-T851) de l'algorithme de traitement d'image développé pour l'analyse de la précipitation.

Les résultats obtenus sont présentés en Figure 53.

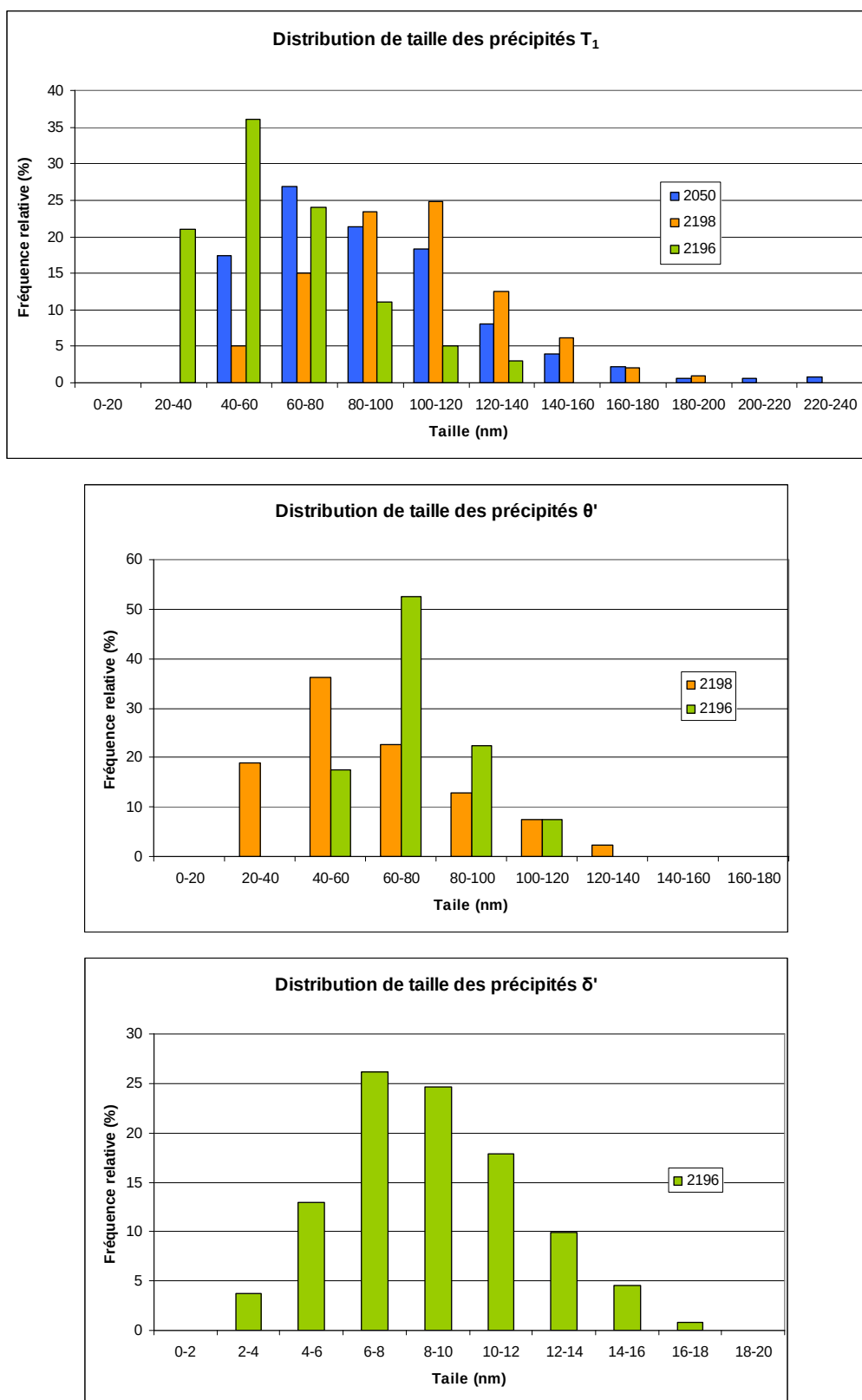
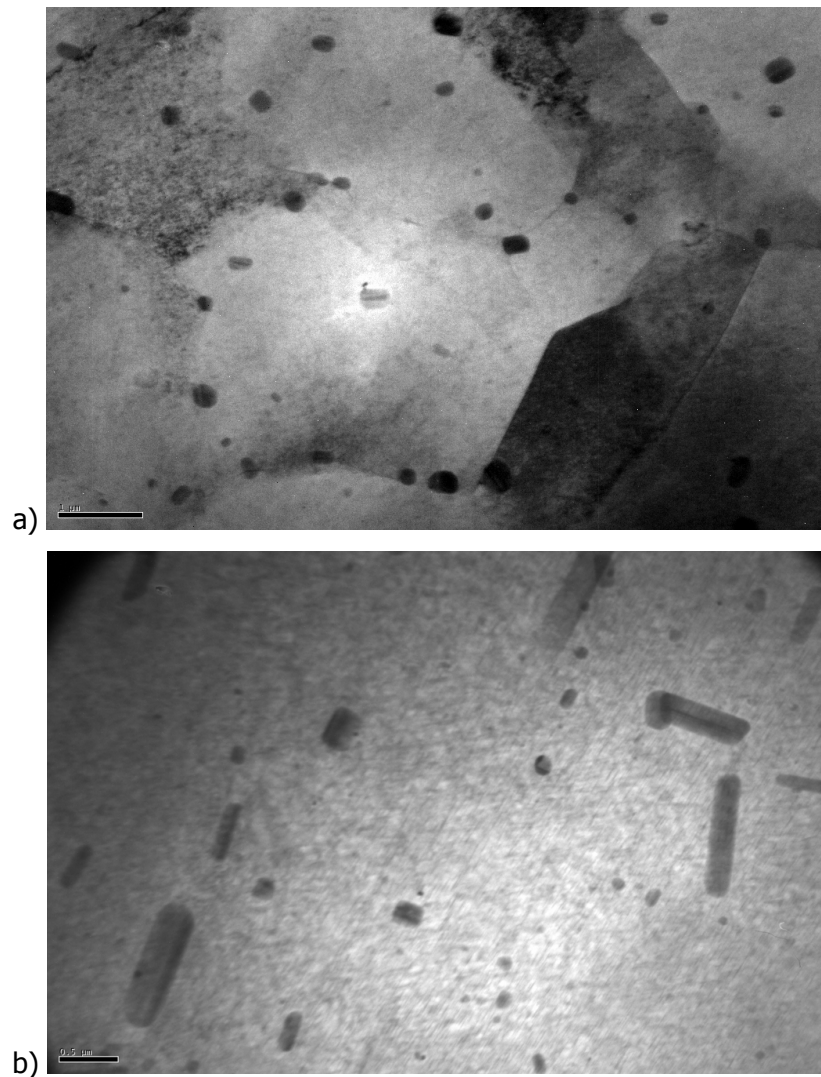


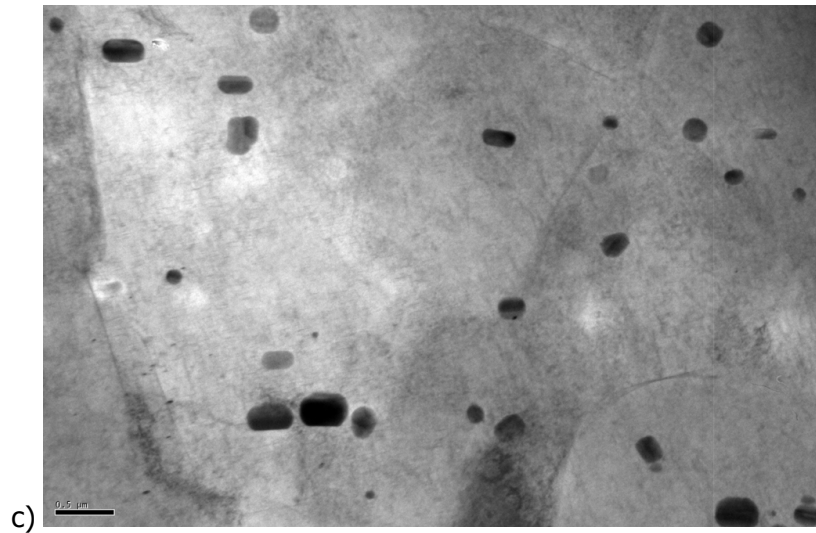
Figure 53 : Distributions de taille des précipités T_1 , θ' et δ' dans les alliages 2198-T851, 2050-T84 et 2196-T851.

Pour les précipités T_1 , on trouve une taille moyenne d'environ 90 nm dans l'alliage 2198-T851, 72 nm dans le 2050-T84 et 43 nm dans le 2196-T851. Pour les précipités θ' , on trouve une taille moyenne de 45 nm et 62 nm respectivement dans les alliages 2198-T851 et 2196-T851. Enfin, on trouve un diamètre moyen des sphères de δ' de 7 nm dans l'alliage 2196-T851. Les fractions volumiques des précipités n'ont pas été estimées.

Dispersoïdes

La population de dispersoïdes a été observée dans les trois alliages de l'étude, dans le plan (L-TL), et est illustrée par la Figure 54.





**Figure 54 : Images MET en champ sombre des dispersoïdes dans les alliages étudiés :
a) 2050-T84, b) 2198-T851 et c) 2196-T851.**

La distribution de taille de ces dispersoïdes a également été étudiée à l'aide de l'algorithme de traitement d'images présenté précédemment, sur une surface comprise entre $180 \mu\text{m}^2$ et $450 \mu\text{m}^2$. Les résultats obtenus sont présentés en Figure 55.

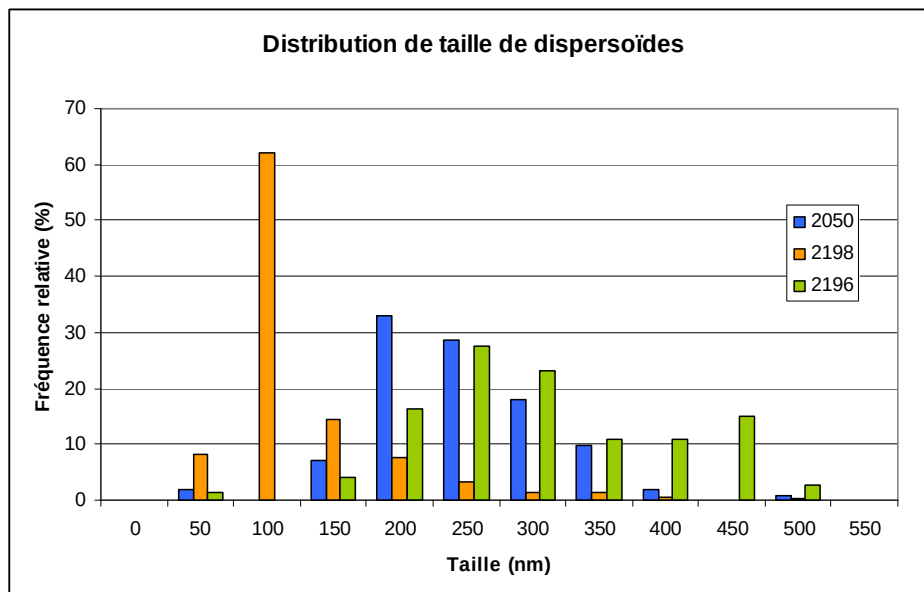


Figure 55 : Distribution de taille des dispersoïdes dans les alliages de l'étude.

Les tailles moyennes de dispersoïdes ainsi que les fractions surfaciques obtenues sont présentées dans le Tableau 4.

	2050-T84	2198-T851	2196-T851
Taille moyenne des dispersoïdes	220 nm	100 nm	280 nm
Fraction surfacique	1,05 %	2,24 %	3,08 %

Tableau 4 : Tailles moyennes de dispersoïdes et fractions surfaciques associées.

Ces observations montrent donc que le 2196-T851 et le 2050-T84 ont des dispersoïdes de taille relativement comparable, mais qu'ils sont plus nombreux dans le 2196 où la fraction surfacique est supérieure. Le 2198-T851 présente des dispersoïdes plus de deux fois plus petits que dans les deux autres alliages, qui sont cependant en plus grand nombre comparativement au 2050-T84 puisque leur fraction surfacique est deux fois plus grande que celle du 2050-T84. Afin de vérifier ces observations, la distance inter-dispersoïde a été estimée, en faisant l'hypothèse (certes forte) que la fraction volumique était égale à la fraction surfacique, et que les dispersoïdes pouvaient être modélisés par des sphères de diamètre égal à la taille moyenne. Les résultats sont disponibles dans le Tableau 5.

	2050-T84	2198-T851	2196-T851
Distance inter-dispersoïde	1553 nm	483 nm	1154 nm

Tableau 5 : Evaluation de la distance inter-dispersoïde dans les alliages de l'étude.

On remarque que les résultats obtenus traduisent bien les observations qualitatives énoncées ci-dessus.

Précipités intermétalliques

Ces précipités ont été observés dans les trois alliages de l'étude. Ils sont organisés sous forme de chapelets alignés dans la direction de laminage. Cette forme particulière résulte de la fragmentation de précipités intermétalliques de taille plus importante, survenant lors de l'étape de laminage. Ces précipités sont illustrés par la Figure 56, dans les plans (L-LT) des trois alliages.

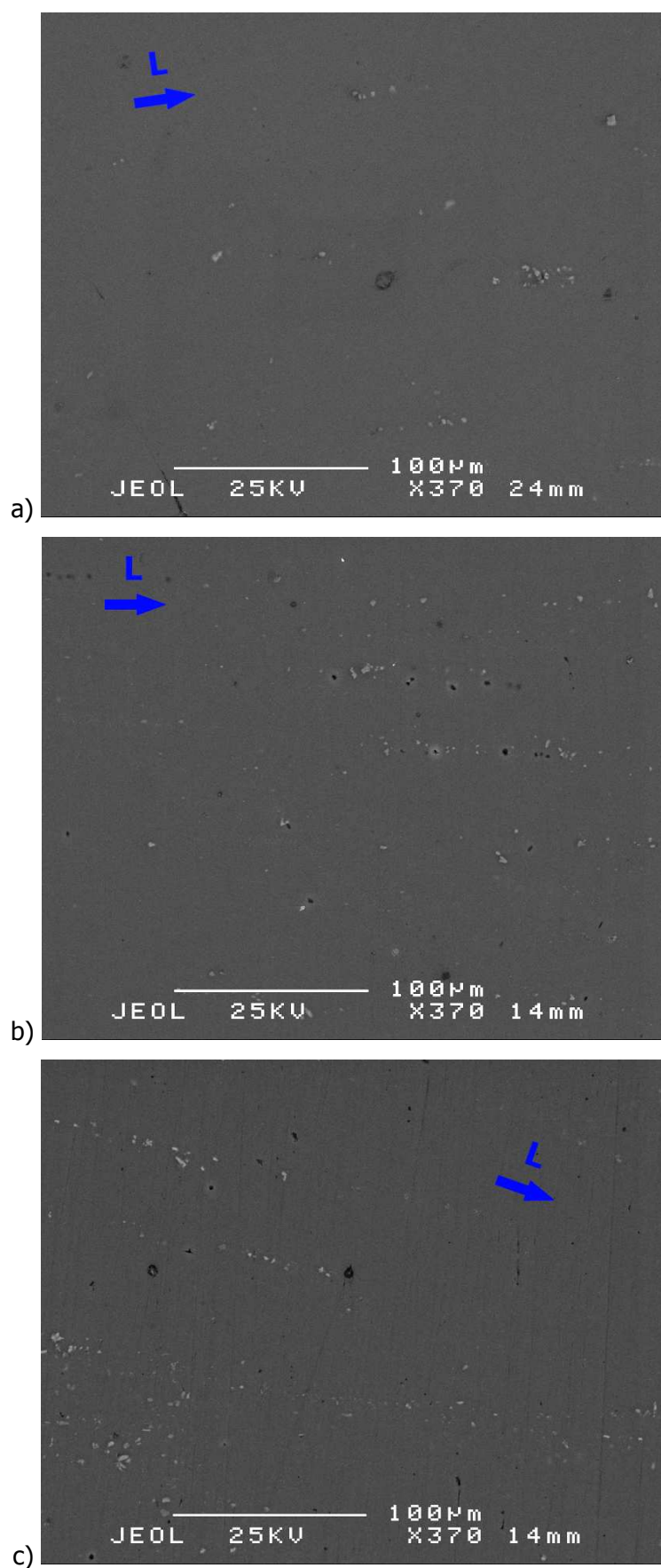


Figure 56 : Précipités intermétalliques orientés suivant la direction de laminage (L) dans le plan (L,TL) : a) 2050-T84, b) 2198-T851, c) 2196-T851.

Ces précipités intermétalliques ont été analysés en spectrométrie à rayons X par dispersion d'énergie (EDSX). La Figure 57 présente une cartographie typique par élément chimique obtenue sur un chapelet de précipités intermétalliques dans le plan (L-TL). On remarque que ces précipités sont riches en fer et en cuivre, et appauvris en aluminium par rapport à la matrice. Même si la stœchiométrie exacte n'a pu être déterminée, ces précipités intermétalliques sont supposés être de type $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ [15].

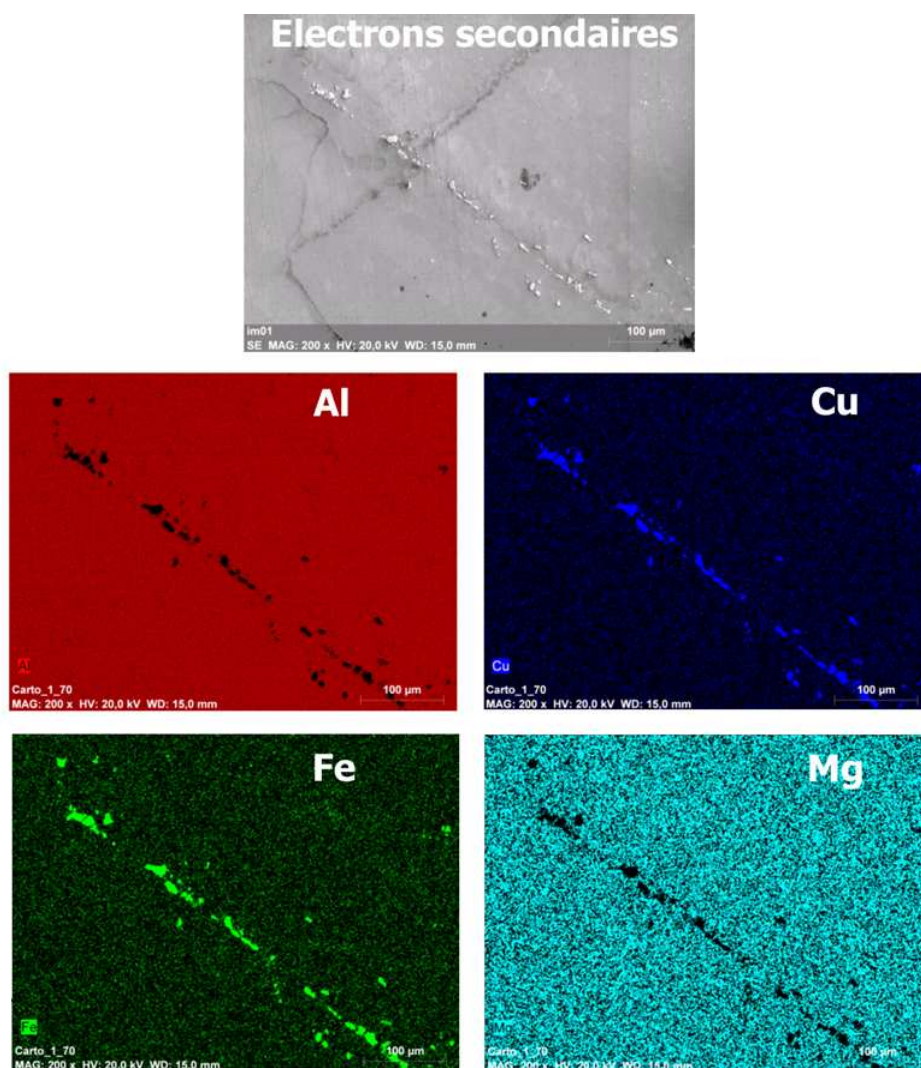


Figure 57 : Image MEB en électrons secondaires d'un chapelet de précipités intermétalliques, associée à une cartographie de composition (EDSX) sur les éléments Aluminium, Cuivre, Fer et Magnésium dans l'alliage 2050-T84.

La distribution des tailles de ces précipités a également été étudiée pour chaque alliage, grâce aux images MEB, dans le plan (L-TL) sur une surface de 640 μm x 520 μm. Les résultats obtenus sont présentés en Figure 58.

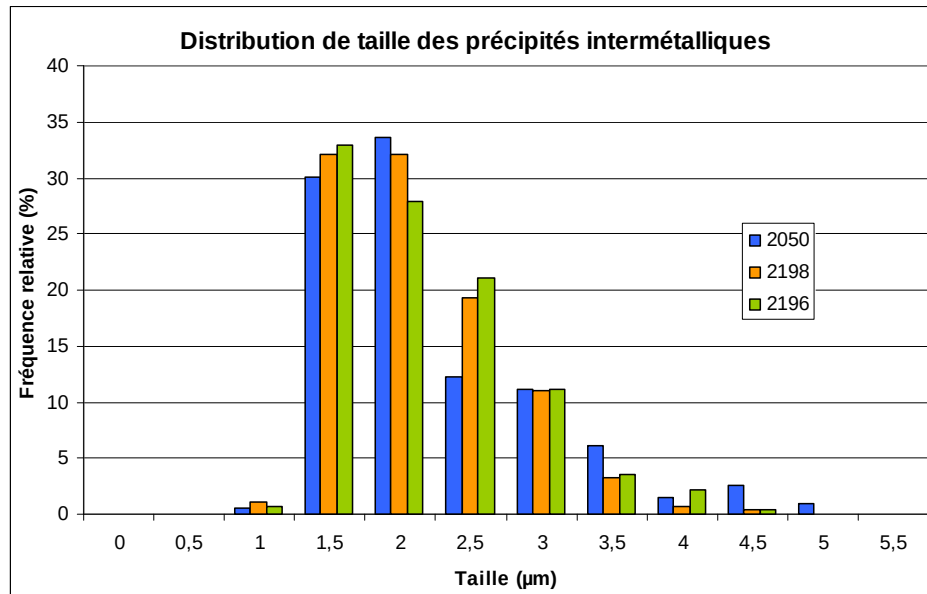


Figure 58 : Distribution de taille des précipités intermétalliques dans les alliages de l'étude.

Les tailles moyennes de précipités intermétalliques ainsi que les fractions surfaciques obtenues sont présentées dans le Tableau 6.

	2050-T84	2198-T851	2196-T851
Taille moyenne des précipités intermétalliques	2054 nm	1854 nm	1918 nm
Fraction surfacique	0,25 %	0,27 %	0,29 %

Tableau 6 : Tailles moyennes et fractions surfaciques des précipités intermétalliques dans les alliages de l'étude.

D'après la Figure 58 et le Tableau 6, on notera que la population de précipités intermétalliques est relativement comparable sur les trois alliages étudiés, en terme de fraction surfacique et de distribution de taille.

I.2 Propriétés mécaniques

I.2.1. Propriétés mécaniques statiques

Les valeurs typiques, fournies par Alcan, concernant les propriétés mécaniques statiques des trois alliages étudiés sont rassemblées dans le Tableau 7.

Alliage	Module d'Young E (GPa)	Limite élastique $R_{p0.2}$ (MPa)	Contrainte à rupture R_m (MPa)	Allongement à rupture A (%)	Ténacité K_{IC} (MPa.m^{1/2})
2050-T84	77,1	500	530	10,8	37
2198-T851	75,8	490	530	11,3	Non communiqué
2196-T851	79,6	550	590	7	Non communiqué

Tableau 7 : Valeurs typiques de propriétés mécaniques statiques des trois alliages étudiés.

On remarque que les valeurs de module d'Young, de limite élastique et de résistance à rupture sont d'autant plus importantes que la teneur en lithium est élevée dans ces alliages.

I.2.2. Propriétés cycliques

En vue de la simulation numérique du phénomène de fermeture de fissure, des essais de fatigue oligocyclique ont été réalisés sur l'alliage 2050-T84, de manière à caractériser le comportement cyclique de ce matériau.

I.2.2.1 Machine d'essais

Les essais de fatigue oligocyclique ont été réalisés sur une machine de type électro-mécanique, présentée en Figure 59, de marque INSTRON 1362, d'une capacité de 50 kN en traction/compression, pour laquelle les conditions d'essais sont paramétrables en terme de contrôle de charge, de position du vérin, de déformation et en terme de signal de charge, avec une fréquence maximale limitée à 1,5 Hz.

L'éprouvette est montée sur la machine grâce à un système d'écrous vissés sur les têtes d'éprouvette et de contre-écrous vissés sur les mandrins de la machine, lesquels permettent l'obtention d'un appui plan entre les têtes d'éprouvettes et les contre-écrous.

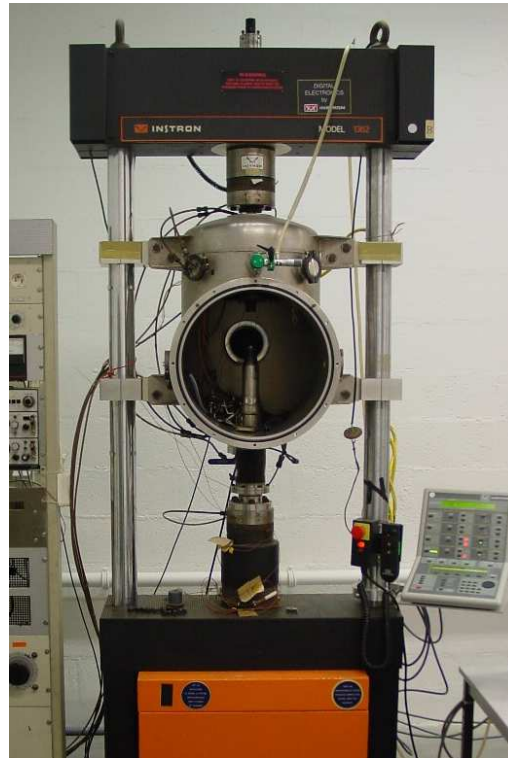


Figure 59 : Machine électro-mécanique utilisée pour les essais de fatigue oligocyclique.

I.2.2.2 Eprouvettes

Les éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue oligocyclique sont des éprouvettes cylindriques, avec une partie utile de longueur 13 mm et de diamètre 4,3 mm. Le plan de ce type d'éprouvette est présenté en Figure 60.

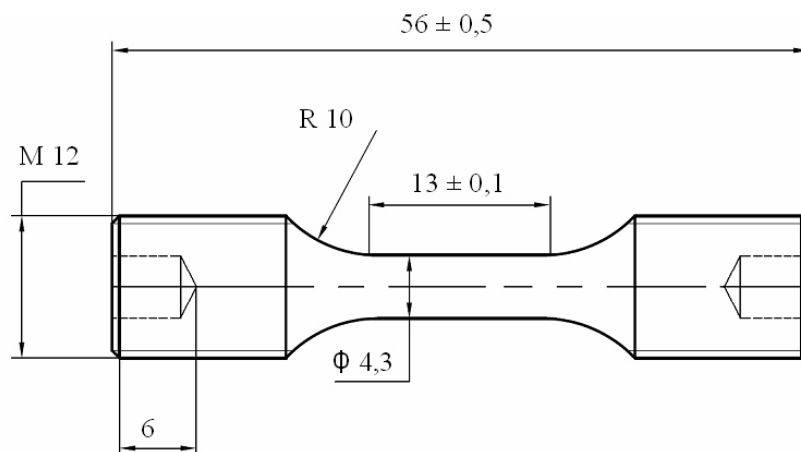


Figure 60 : Plan d'une éprouvette cylindrique de fatigue oligocyclique utilisée.

Le prélèvement a été réalisé de manière à ce que l'axe de symétrie des éprouvettes soit dans la direction TL (travers long), par électroérosion. Ainsi, les éprouvettes sont sollicitées dans la

même orientation que lors des essais de fissuration par fatigue. Après le prélèvement, celles-ci ont été usinées sur un tour conventionnel. Avant essai, un polissage miroir a été effectué sur toute la surface utile, de manière à ne pas précipiter l'amorçage d'une fissure sur un défaut de surface.

I.2.2.3 Déroulement des essais

Lors des essais de fatigue oligocyclique, un extensomètre à couteaux de base 10 mm a été monté sur les éprouvettes. Le pilotage a été réalisé soit en contrôle de déformation, à une vitesse fixe de déformation de $0,004 \text{ s}^{-1}$ afin de se s'affranchir des effets possibles de viscoplasticité lors de la comparaison des essais, soit en contrôle de charge à une vitesse de 210 MPa.s^{-1} , correspondant à une vitesse de déformation moyenne de $0,0037 \text{ s}^{-1}$ dans le domaine exploré. Tous les essais ont été réalisés à l'air ambiant, jusqu'à rupture.

I.2.2.4 Résultats

Trois essais à déformation totale imposée ont été réalisés, dans les conditions décrites dans le Tableau 8.

Matériau	Rapport de charge	Déformation totale imposée	Vitesse de déformation	Durée d'un cycle
2050-T84	R = -1	$\pm 0.6 \%$	$0,004 \text{ s}^{-1}$	6 s
		$\pm 0.9\%$		9 s
		$\pm 1.2 \%$		12 s

Tableau 8 : Conditions opératoires pour les essais à déformation totale imposée.

Pour ces trois essais, on observe une stagnation de la valeur de la contrainte maximale $\sigma_{\max}$ en fonction du nombre de cycles, jusqu'au moment où la propagation d'une fissure conduisant à la rupture se traduit par une chute de $\sigma_{\max}$. Il n'y a pas de phénomène de consolidation ou d'adoucissement cyclique dans les gammes de déformations explorées ; la stabilisation de $\sigma_{\max}$ semble donc être immédiate. Ce phénomène est illustré par la Figure 61, qui représente l'évolution de $\sigma_{\max}$ en fonction du nombre de cycles.

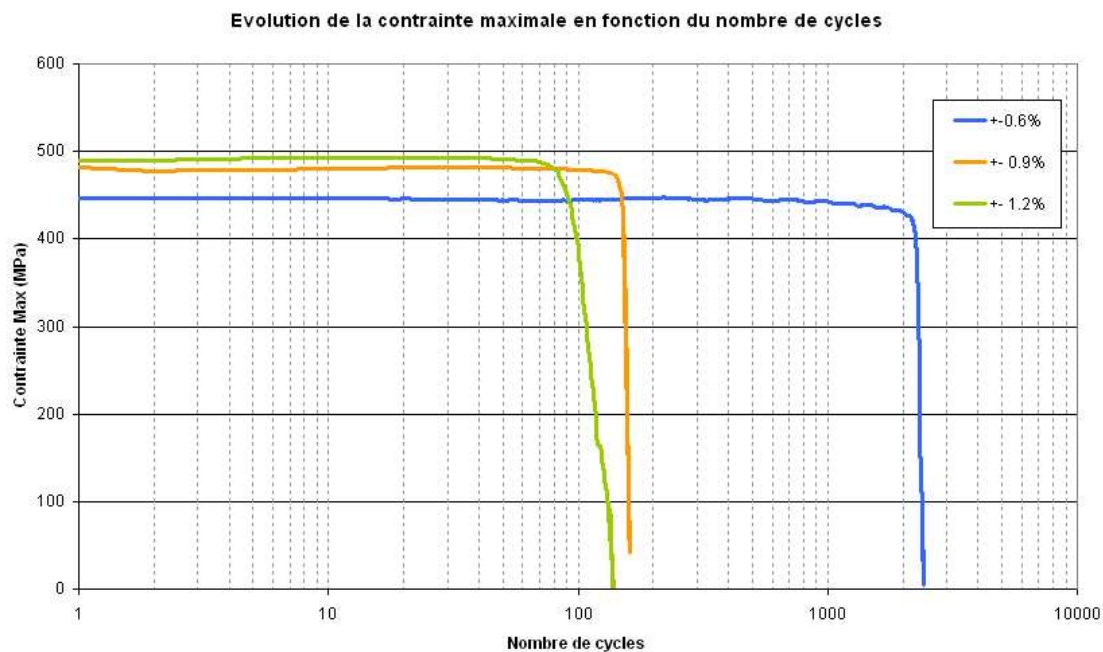


Figure 61 : Graphique représentant l'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles pour les essais réalisés à déformation totale imposée.

La Figure 62 représente le tracé des boucles d'hystérésis (contrainte en fonction de la déformation totale) aux premier, dixième, vingtième et cinquantième cycles pour les trois essais.

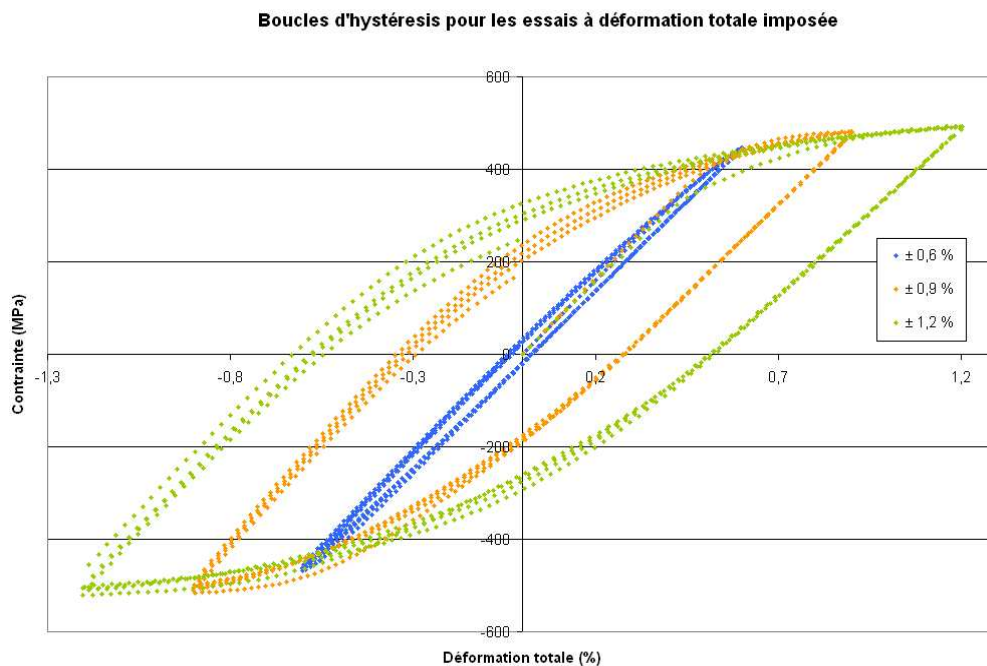


Figure 62 : Boucles d'hystérésis pour les trois essais à déformation totale imposée.

On remarque que les valeurs maximales et minimales de la contrainte sont en effet immédiatement stabilisées. On constate de plus que les boucles tendent à s'élargir au cours de l'essai, témoignant de l'augmentation de la proportion de déformation plastique par rapport à la déformation totale imposée, ce phénomène étant de plus en plus visible avec l'augmentation de l'amplitude de déformation.

Pour l'essai à $\pm 1,2\%$, les valeurs de contraintes apparaissent faibles par rapport à celles obtenues sur les deux autres essais pour les mêmes valeurs de déformation, comme cela est mis évidence sur la Figure 63, qui représente la première montée en charge pour les trois essais. La limite d'élasticité à $0,02\%$ sur l'essai à $\pm 1,2\%$, égale à 338 MPa, est plus faible que celles obtenues sur les deux autres essais (respectivement 400 et 413 MPa). L'origine de cette différence n'a pu être établie. De ce fait, cet essai ne sera pas pris en compte pour la modélisation de la loi de comportement du matériau (2050-T84).

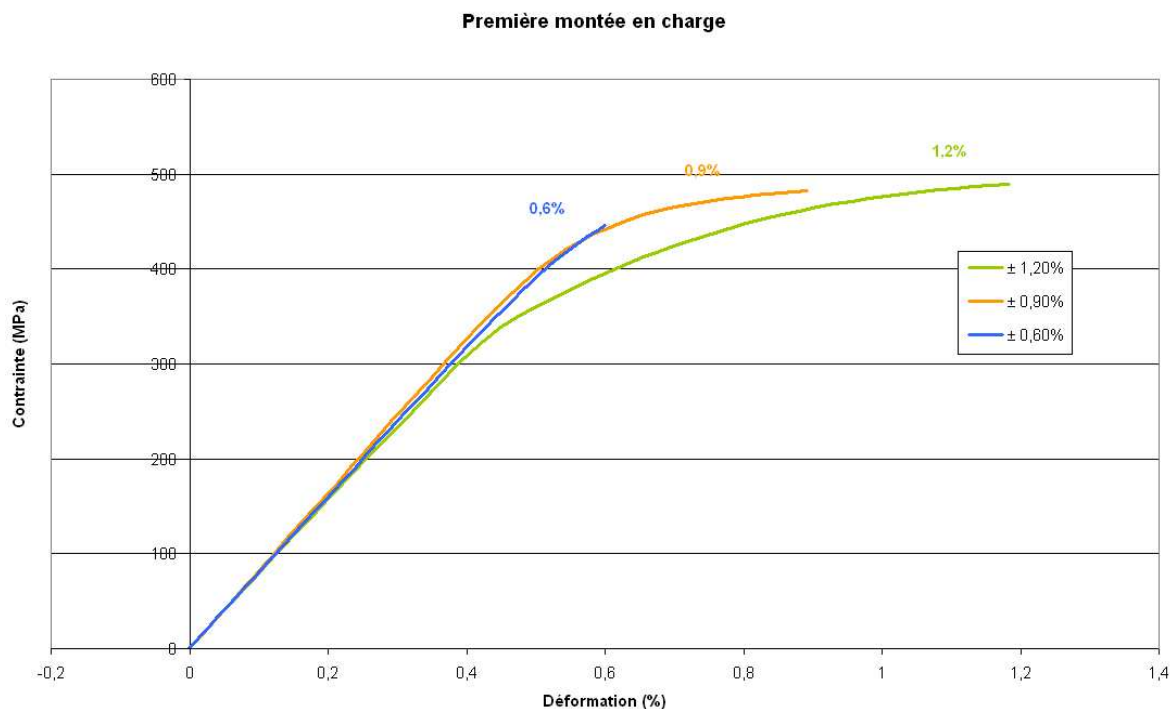


Figure 63 : Tracé des courbes contrainte/déformation correspondant à la première montée en charge pour les trois essais à déformation imposée.

La Figure 62 montre la présence d'un effet Bauschinger (différence entre les valeurs absolues de limite d'élasticité en traction et en compression) pour le 2050-T84. Afin de caractériser un éventuel effet de Rochet sur ce matériau, un essai à contrainte imposée dissymétrique ($R \neq -1$) a été réalisé. Les conditions de cet essai sont résumées dans le Tableau 9.

Matériau	Rapport de charge	Contrainte imposée	Vitesse moyenne de déformation	Durée d'un cycle
2050-T84	R = -0.63	$\sigma_{\min} = -300 \text{ MPa}$ $\sigma_{\max} = 470 \text{ MPa}$	$0,0037 \text{ s}^{-1}$	5,5 s

Tableau 9 : Conditions opératoires pour l'essai à contrainte imposée.

Le tracé des boucles d'hystérésis sur les cycles n°1, 20, 50, 1000 et 2000, présenté en Figure 64, montre un décalage des boucles vers la droite au fur et à mesure de l'essai, induit par le cumul de déformation plastique au cours du cyclage, ce qui traduit la présence d'un effet de Rochet. Il est à noter que l'incrément de déformation plastique irréversible à chaque cycle ($\delta\epsilon_p$) n'est pas constant au cours de l'essai ; il tend à diminuer au fur et à mesure du cyclage (l'écart entre les boucles des cycles 1000 et 2000 est du même ordre de grandeur que celui entre les boucles 1 et 50).

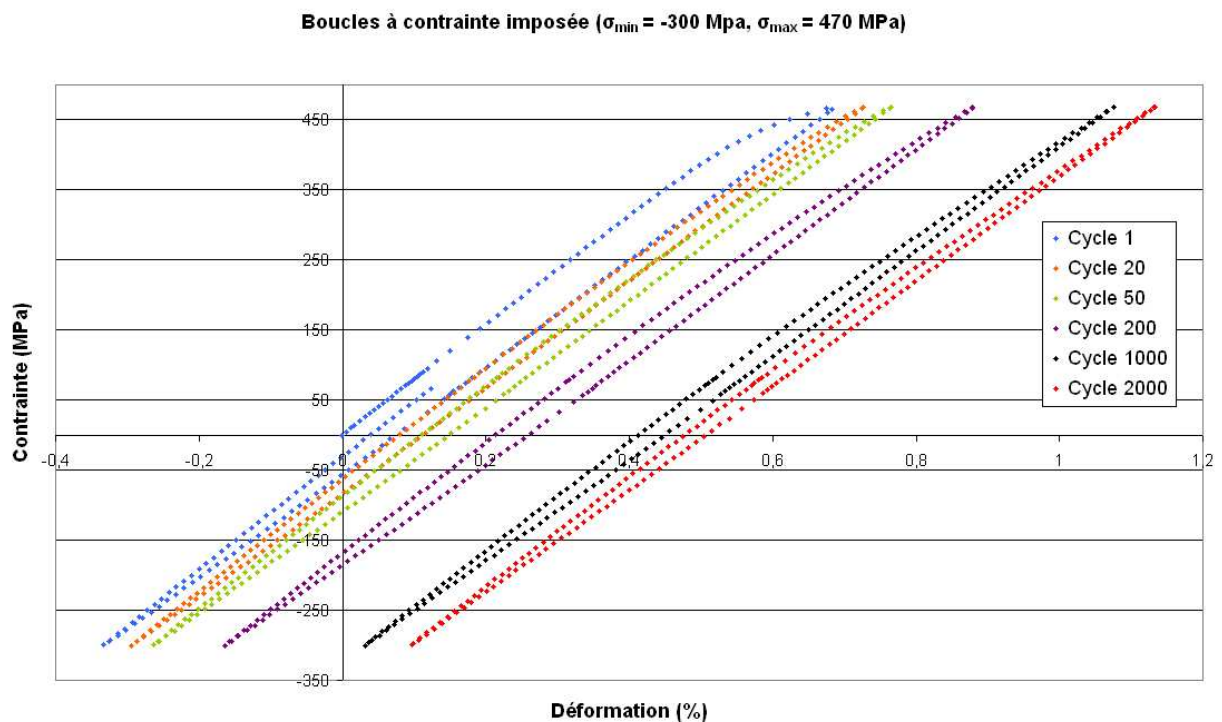


Figure 64 : Boucles d'hystérésis de l'essai à contrainte imposée.

II. Conditions expérimentales des essais de fissuration

II.1 Machines d'essais

Les essais de fissuration classiques ont été réalisés sur une machine de type servo-hydraulique, présentée en Figure 65a), constituée d'un bâti CREUSOT-LOIRE d'une capacité de 25kN en traction/compression, équipée d'un système d'asservissement INSTRON. Le pilotage des essais est effectuable en contrôle de charge, de position du vérin ou encore de déformation (extensomètre, capteur COD) et paramétrable en terme de forme de signal (sinusoïdal, carré, triangle, trapèze...), valeur moyenne, amplitude, fréquence (de 10^{-3} à 50 Hz). Des mors vissés sur les deux vérins de la machine permettent de réaliser un système de chape pour l'utilisation d'éprouvettes CT (Compact Tension) dont la géométrie est détaillée plus loin. Cette machine est équipée d'une enceinte hermétique dotée d'un système de pompage associant une pompe primaire à pâles et une pompe secondaire turbomoléculaire permettant d'obtenir un vide secondaire dans l'enceinte avec une pression totale inférieure à $3E^{-9}$ bar.

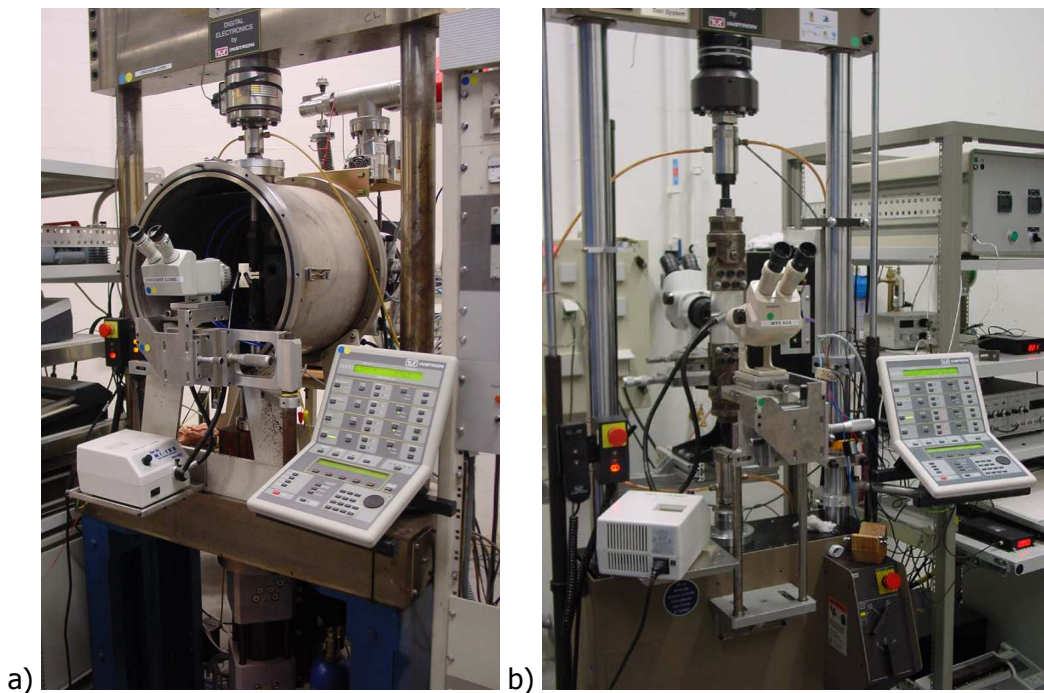


Figure 65 : Machines servo-hydrauliques utilisées : a) pour les essais de fissuration, b) pour les essais sous spectre.

Les essais sous spectre ont quant à eux été réalisés sur une machine de type servo-hydraulique, présentée en Figure 65b), de marque INSTRON MTS 810, d'une capacité de 100kN en traction/compression, pour laquelle le pilotage des essais est paramétrable de la même façon

qu'avec la machine CREUSOT-LOIRE présentée précédemment, excepté le fait que les essais ne soient réalisables qu'à l'air ambiant.

II.2 Epreuves

II.2.1. Epreuve C(T)

Les éprouvettes utilisées pour les essais de fissuration à rapport de charge constant ainsi que pour les essais à surcharges répétées sont de type C(T) (Compact-Tension) $W=50\text{mm}$, d'épaisseur 6mm, dont les dimensions présentées en Figure 66 sont en accord avec la recommandation ASTM E647 [156]. Ces éprouvettes ont été prélevées en sens T-L par électroérosion sur la tôle d'alliage 2198 d'épaisseur 6mm et à cœur de tôle pour les alliages 2050 et 2196 approvisionnés en tôles d'épaisseurs respectives 15,5 et 15mm.

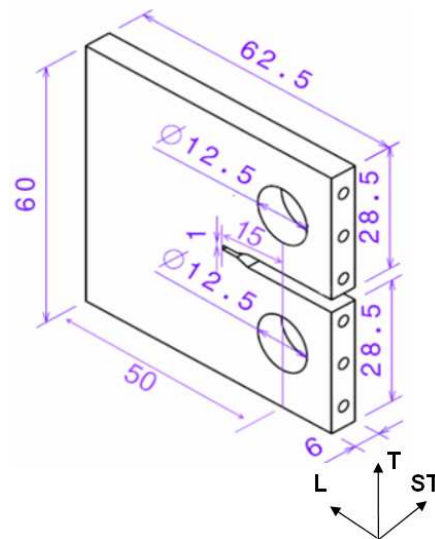


Figure 66 : Dimensions de l'éprouvette C(T) $W=50\text{mm}$ utilisée pour les essais de fissuration.

Pour ce type d'éprouvette, le facteur d'intensité de contrainte K peut être exprimé ainsi :

$$K = \frac{P \cdot f\left(\frac{a}{W}\right)}{b\sqrt{W}}$$

avec a la longueur de fissure, b l'épaisseur de l'éprouvette, P le chargement appliqué, et

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[0.886 + 4.64\left(\frac{a}{W}\right) - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4 \right]$$

Pour rester valables, ces équations doivent rester dans le cadre de la mécanique linéaire élastique de la rupture. L'hypothèse de plasticité confinée doit donc s'appliquer ; il en découle les recommandations suivantes :

- l'épaisseur de l'éprouvette doit être comprise entre $W/20$ et $W/2$;
- la taille de zone plastique en pointe de fissure à $K_{\max}$ doit être inférieure à 10% de la largeur d'éprouvette ;
- $(W - a) \geq \frac{4}{\pi} \left(\frac{K_{\max}}{R_{p0.2}} \right)^2$ où $(W-a)$ représente la longueur de ligament restant.

II.2.2. Eprouvette M(T)

Les éprouvettes C(T) ne convenant pas pour les essais à chargement d'amplitude variable comportant des cycles de compression, une autre géométrie d'éprouvette a été utilisée. Il s'agit d'une éprouvette CCT (Center Crack Tension), encore appelée M(T) (Middle-Tension), dont la géométrie, en accord avec les recommandations ASTM [156], est présentée en Figure 67.

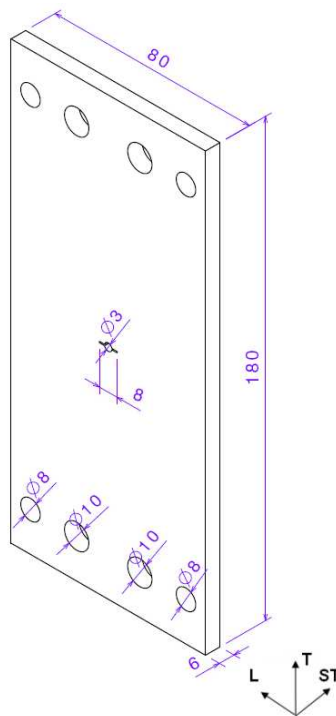


Figure 67 : Eprouvette CCT utilisée pour les essais sous chargement d'amplitude variable.

Pour ce type d'éprouvette, le facteur d'intensité de contrainte K peut être exprimé ainsi :

$$K = \frac{P}{b} \sqrt{\frac{\pi(2a/W)}{2W \cos\left(\frac{\pi(2a/W)}{2}\right)}}$$

avec : $2a$ la longueur de fissure, b l'épaisseur de l'éprouvette, P le chargement appliqué et W la largeur de l'éprouvette.

Pour ce type d'éprouvette, les recommandations sont les suivantes :

- l'épaisseur de l'éprouvette ne doit pas dépasser $W/8$;
- le calcul de K tel qu'énoncé ci-dessus reste valide tant que $2a/W < 0.95$;
- $(W - 2a) \geq 1.25 \frac{P_{\max}}{bR_{p0.2}}$ où $(W-2a)$ représente la longueur de ligament restant.

Ces éprouvettes ont été prélevées également par électroérosion, en sens T-L, sur la tôle de 2050-T84 d'épaisseur 15.5mm, puis ramenées à 6 mm d'épaisseur par fraisage.

Puisque des chargements de compression seront appliqués lors des essais sous chargement d'amplitude variable, il convient de s'assurer que l'éprouvette ne flambera pas lors de ces essais. Une estimation de la charge limite applicable a donc été effectuée. Pour cela, un modèle de poutre bi-encastée à section rectangulaire a été utilisé, comme illustré dans la Figure 68.

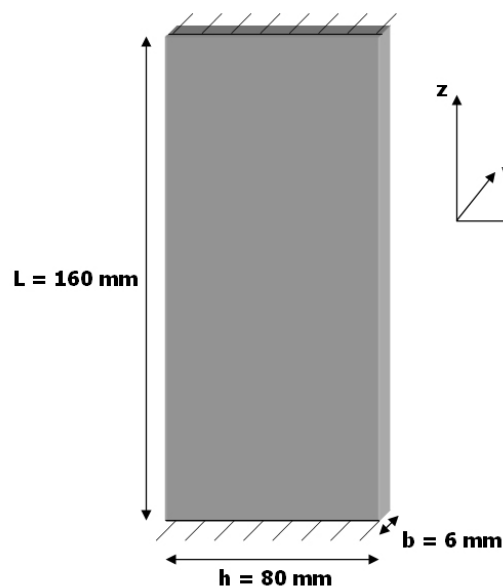


Figure 68 : Modèle de poutre bi-encastée à section rectangulaire utilisé.

La longueur L (160mm) correspond à la distance entre les deux lignes d'amarrage sur l'éprouvette. Le calcul de la charge limite F_c de flambement a été réalisé en suivant la théorie d'Euler [157]. Cette charge limite est définie ainsi dans notre cas :

$$F_c = \frac{4\pi^2 EI_y}{L^2}$$

avec E le module d'Young, L la hauteur de la poutre.

I_y est le moment d'inertie de la poutre suivant l'axe y , défini comme suit :

$$I_y = \frac{hb^3}{12}$$

avec h la largeur de la poutre et b son épaisseur.

On trouve pour F_c une valeur de -171 kN, représentant une contrainte de -356 MPa dans l'éprouvette CCT. Si l'on souhaite rester conservatif, en considérant que la partie de l'éprouvette serrée n'est pas complètement encastree, il faut prendre pour valeur de L la hauteur totale de l'éprouvette, soit 180 mm. Dans ce cas, on trouve une valeur de F_c de -135 kN, soit une contrainte de -280 MPa. Nous retiendrons pour la suite cette valeur.

Dans la pratique, une éprouvette M(T) est serrée dans des mors, lesquels sont reliés, au moyen de goupilles, à des chapes vissées sur la ligne d'amarrage de la machine d'essais. Le passage d'un cycle de traction à un cycle de compression pose donc problème vis-à-vis du jeu des goupilles dans leur trou, pouvant induire un comportement instable de la machine pilotée en contrôle de charge. Afin de contourner ce problème, l'éprouvette amarrée de façon classique a été mise en tension, et des cales munies de vis ont été insérées entre la base des chapes et les mors. Les vis ont ensuite été serrées de manière à venir en contact avec la base des chapes, en obtenant un appui plan entre les cales et les mors, jusqu'à supprimer toute possibilité de mouvement de translation des goupilles dans la direction de sollicitation. Ce procédé est illustré par la Figure 69.

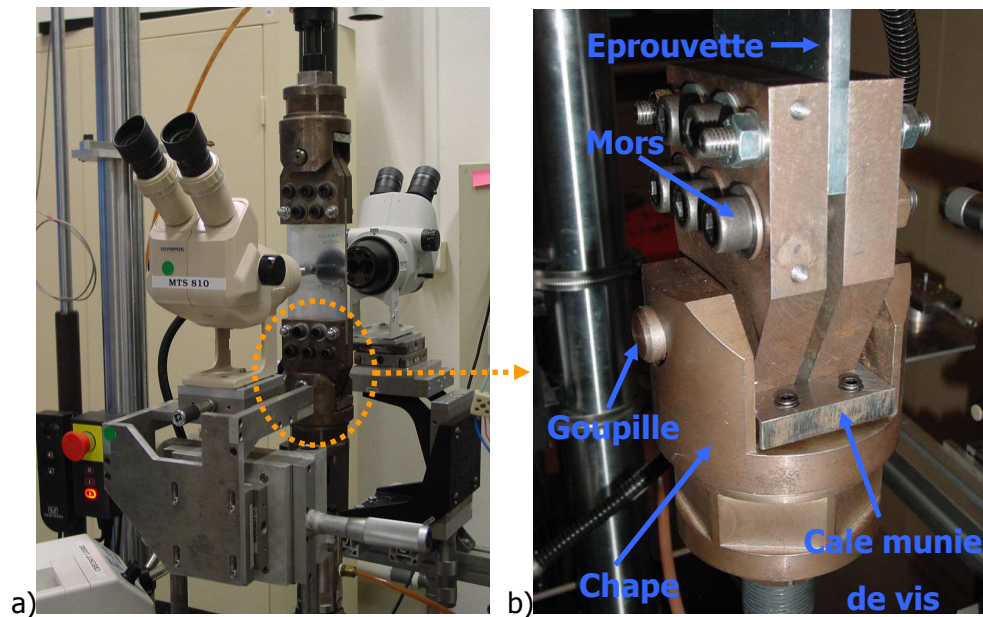


Figure 69 : a) Amarrage de l'éprouvette M(T) sur la machine d'essais, b) détail du procédé utilisé pour supprimer le jeu de la goupille : mise en tension de l'éprouvette puis mise en place des cales et enfin vissage jusqu'à suppression du jeu.

II.3 Déroulement des essais

Dans cette étude, les essais de fissuration ont été conduits en contrôle de charge, avec un signal sinusoïdal, à une fréquence de 35 Hz. La mesure de la longueur de fissure en cours d'essai a été réalisée par suivi optique, au moyen d'une lunette équipée d'un vernier, montée sur table micrométrique, d'une précision de $\pm 10\mu\text{m}$. Afin de distinguer correctement la pointe de fissure, les éprouvettes ont subi un polissage miroir sur chaque face avant essai, suivant les conditions définies en I.1.3.1.

Les essais ont été effectués sous deux environnements distincts :

- air ambiant : sans contrôle des conditions environnementales, avec une température variant de 17°C à 25°C et une humidité relative comprise entre 40% et 60% ;
- vide secondaire, à une pression de 3E^{-9} bar.

II.3.1. Essais à R constant

Pour les essais visant à atteindre le seuil de non propagation, l'amorçage a été réalisé à amplitude de chargement constante, puis la descente au seuil a été effectuée en utilisant une technique de décroissance d'amplitude de charge conforme aux recommandations de l'ASTM E647 [156]. Le chargement au seuil a été ensuite conservé pour le reste de l'essai,

s'effectuant donc à ΔK croissant (grâce à l'augmentation de la longueur de fissure au fur et à mesure de la propagation). Cette méthode est illustrée en Figure 70.

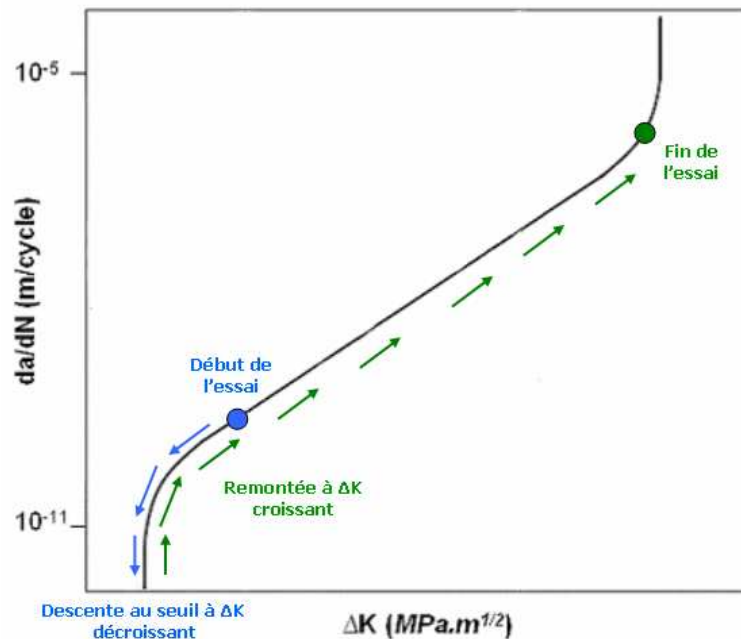


Figure 70 : Schéma illustrant la méthodologie employée pour obtenir les données da/dN - ΔK pour les essais à R constant.

Les essais n'ont pas été menés jusqu'à rupture, de manière à pouvoir observer le chemin de fissuration. Après observation, les éprouvettes ont été rompues sous chargement statique.

II.3.2. Essais à surcharges répétées

Le pilotage de ces essais avec une surcharge ponctuelle tous les 1000 cycles a été réalisé par ordinateur, via une séquence de chargement programmée avec le logiciel WaveMaker®, composée comme suit :

- cyclage au rapport de charge nominal souhaité pendant 999 cycles ;
- application de la surcharge ;
- retour au début du spectre.

La Figure 71 illustre la séquence de chargement utilisée.

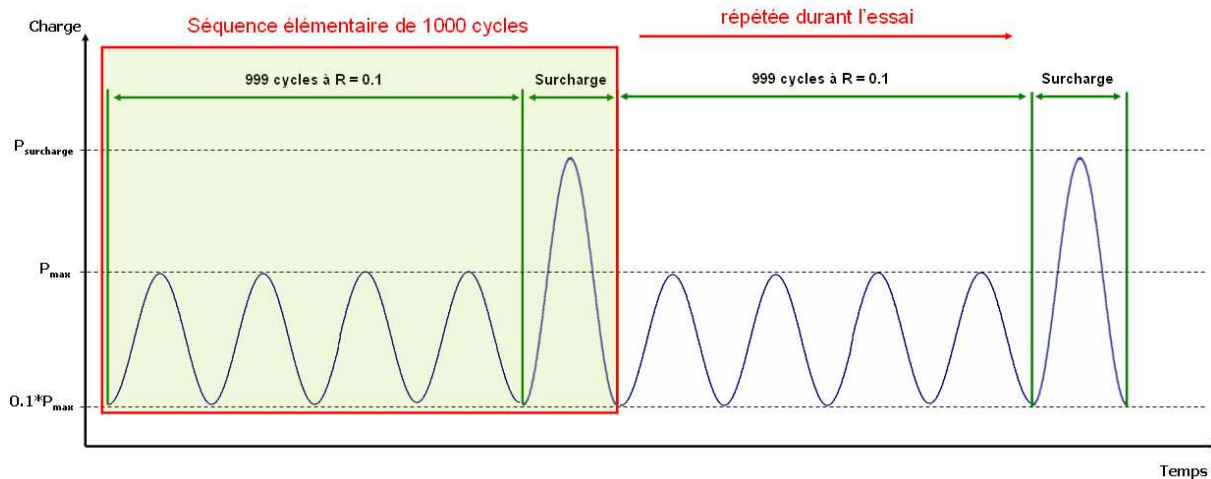


Figure 71 : Illustration schématique de la séquence de chargement utilisée pour un essai à $R = 0.1$ avec surcharges répétées.

II.3.3. Essais sous spectre

Le spectre utilisé pour les essais sous chargement d'amplitude variable est le spectre MiniTWIST. Il s'agit d'une version courte du spectre TWIST (Transport WIng Standard), qui représente les charges subies par l'intrados de voilure d'un avion civil. Le spectre TWIST comporte une séquence correspondant à 4000 vols, lesquels peuvent être classifiés en 10 types de vols : du vol A (le plus sévère) au vol J (le moins sévère). Dans le spectre MiniTWIST, seule une petite partie des vols de type J est appliquée dans la séquence de chargement.

Le bloc de 4000 vols est défini comme suit :

- les vols sont appliqués de manière aléatoire, mais de sorte que les vols assez sévères (vols A à D) ne se regroupent pas. Ce regroupement est dans la pratique assez rare, car les vols A, B, C et D ne représentent que 14 vols sur 4000 ;
- la séquence des charges dans un vol est aléatoire. Ainsi, les vols de même type, ayant donc les mêmes charges, ont une séquence différente les uns par rapport aux autres ;
- une fois que le bloc de 4000 vols est défini, la séquence est fixée. Ce même bloc est répété plusieurs fois pendant les essais.

La composition du spectre MiniTWIST est détaillée en Figure 72, où l'on trouve la définition des types de vols ainsi que le nombre de cycles appliqués pour chaque vol, classé par niveau de contrainte appliquée (σ_a) par rapport à la contrainte moyenne (σ_{moy}).

Type de Vol	Nombre de vols dans un bloc de 4000 vols	Nombre de cycles pour un niveau σ_a/σ_{moy} donné										Nombre total de cycles par vol
		I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII	IX	X	
		1.60	1.50	1.30	1.15	0.995	0.84	0.685	0.53	0.375	0.222	
Nombre de cycles par vol												
A	1	1	1	1	4	8	18	64	112	391	0	600
B	1		1	1	2	5	11	39	76	385	0	520
C	3			1	1	2	7	22	61	286	0	380
D	9				1	1	2	14	44	208	0	270
E	24					1	1	6	24	165	0	200
F	60						1	3	19	107	0	130
G	181							1	7	72	0	80
H	420								1	16	23	40
I	1090									1	4	5
J	2211										2	2
Nombre total de cycles par bloc de 4000 vols		1	2	5	18	52	152	800	4170	34800	18442	
Nombre cumulé de cycles par bloc de 4000 vols		1	3	8	26	78	230	1030	5200	40000	58442	

Figure 72 : Composition du spectre MiniTWIST en terme de types de vols et de cycles appliqués pour un niveau de contrainte donné.

Le pilotage a également été effectué par ordinateur, avec le logiciel Advanced Crack Growth®, qui se réfère à un fichier d'entrée au format texte composé d'une seule colonne et où chaque ligne contient un coefficient compris entre 0 et 1 que le logiciel multiplie par la valeur de K_{max} du spectre, définie par l'utilisateur, comme illustré dans la Figure 73.

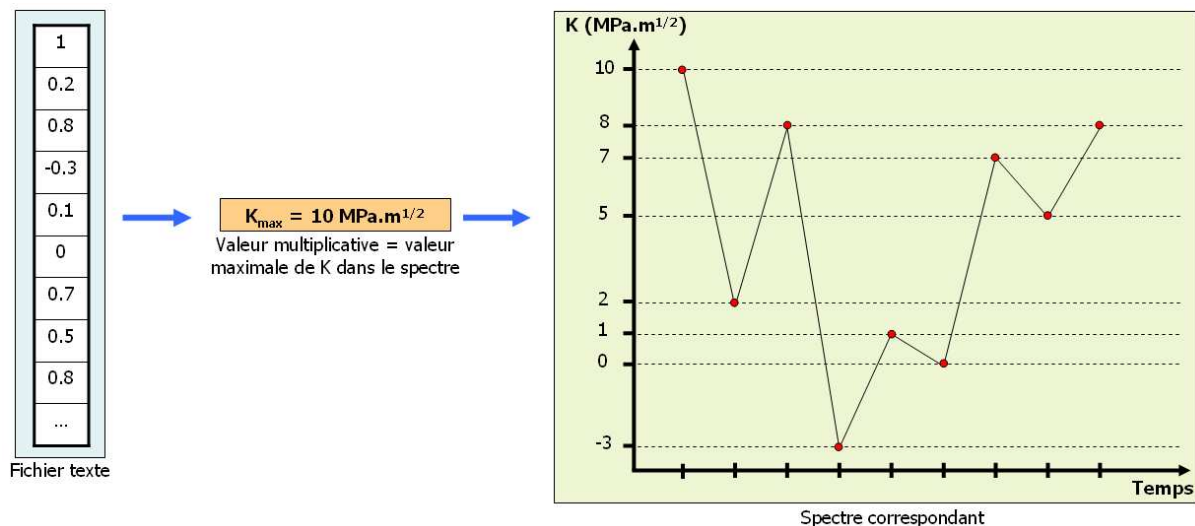


Figure 73 : Illustration schématique du pilotage d'un essai sous spectre à partir d'un fichier texte de coefficients et d'une valeur multiplicative de facteur d'intensité de contrainte.

Le spectre MiniTWIST correspond à l'application de 58442 cycles de charge, ce qui génère un fichier texte pour le pilotage de 116884 lignes.

II.4 Mesure de la fermeture de fissure

La prise en compte du phénomène de fermeture de fissure est capitale dans l'optique d'une analyse correcte du comportement en fissuration d'un matériau. Tout comme l'environnement, il s'agit d'un facteur extrinsèque dont il est souhaitable de pouvoir évaluer l'effet afin d'une part de juger du comportement intrinsèque du matériau, et d'autre part d'en mesurer l'incidence sur la propagation. Lors des essais à R constant ainsi que des essais à surcharges répétées, la fermeture de fissure a donc été évaluée de manière systématique. La technique de mesure ainsi que les traitements de signaux utilisés sont détaillés dans cette partie.

II.4.1. Technique de mesure de fermeture

La technique de mesure de fermeture par variation de complaisance a été utilisée, au moyen d'une jauge de déformation collée en face arrière d'éprouvette. Cette jauge, reliée à un conditionneur, permet d'observer l'évolution de la déformation élastique ε en face arrière d'éprouvette au cours du cyclage, directement proportionnelle à l'ouverture δ des lèvres de la fissure.

L'apparition du phénomène de fermeture de fissure est alors mise en évidence sur les courbes de variation de la complaisance en fonction de la charge appliquée, où elle se traduit par une perte de linéarité du signal. Les charges à l'ouverture P_{op} et à la fermeture P_{cl} peuvent ainsi être respectivement identifiées à partir de la montée et de la descente du cycle, tout comme les valeurs correspondantes du facteur d'intensité de contrainte K_{op} et K_{cl} , comme l'illustre la Figure 74.

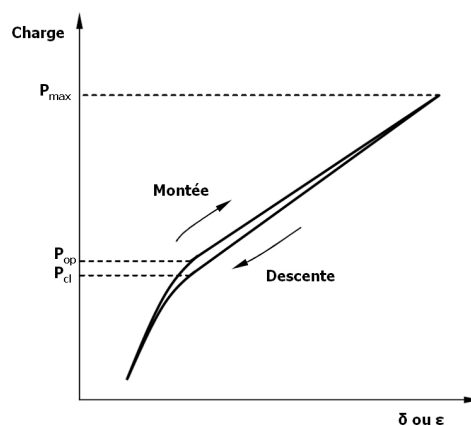


Figure 74 : Illustration schématique d'une courbe de complaisance typique montrant la présence de fermeture.

En se référant à la bibliographique [39], il est considéré que la fissure se propage uniquement lorsqu'elle est ouverte. On rappelle que l'amplitude de variation du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} est définie par :

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{op}}$$

avec l'expression du taux d'ouverture suivante :

$$U = \frac{\Delta K_{\text{eff}}}{\Delta K} = \frac{K_{\text{max}} - K_{\text{op}}}{K_{\text{max}} - K_{\text{min}}}$$

La mesure de fermeture consiste donc à détecter la valeur de la charge à l'ouverture P_{op} sur la courbe de complaisance.

Cette détection n'est cependant pas toujours évidente selon les conditions expérimentales. Pour la faciliter, Kikukawa et al. [158] ont proposé une méthode différentielle permettant une analyse fine des variations de la complaisance. Cette méthode consiste à soustraire la partie linéaire de la relation entre P et δ avant amplification. Cela conduit à la notion de δ' différentiel, défini ainsi :

$$\delta' = \delta - \alpha P$$

où $\alpha = \frac{\partial \delta}{\partial P}$ est la complaisance de la fissure ouverte.

Grâce à cette technique, le point de perte de linéarité P_{op} est identifié graphiquement sur le signal P - δ' après amplification, comme illustré sur la Figure 75.

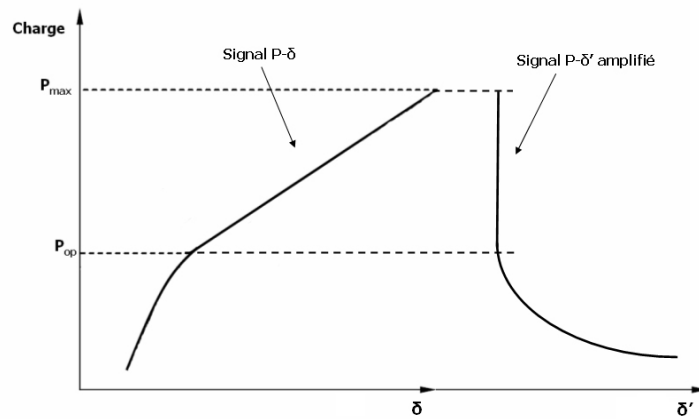


Figure 75 : Comparaison de signaux P - δ et P - δ' (obtenu par méthode différentielle).

Le tracé des signaux $P-\delta$ et $P-\delta'$ antérieurement réalisé avec une table traçante conduit à une détermination du P_{op} assez peu précise et dépendante de l'opérateur. De plus, dans le cas où la fissure est courte ou que le ΔK est faible, la variation de complaisance étant également faible, il devient très difficile de détecter la charge à l'ouverture, même avec une amplification maximale. Pour améliorer cette détection, dans le cadre de cette étude et de celle de Vor [133], un outil numérique basé également sur la méthode différentielle a été développé pour analyser la variation de complaisance.

II.4.2. Acquisition des données

Le signal d'ouverture δ est acquis en sortie du conditionneur de jauge, la machine d'essais fournissant quant à elle en sortie le signal de charge (P). Un dispositif d'acquisition relié à un PC nous a permis d'obtenir les signaux $P-\delta$. Le dispositif expérimental est illustré en Figure 76.

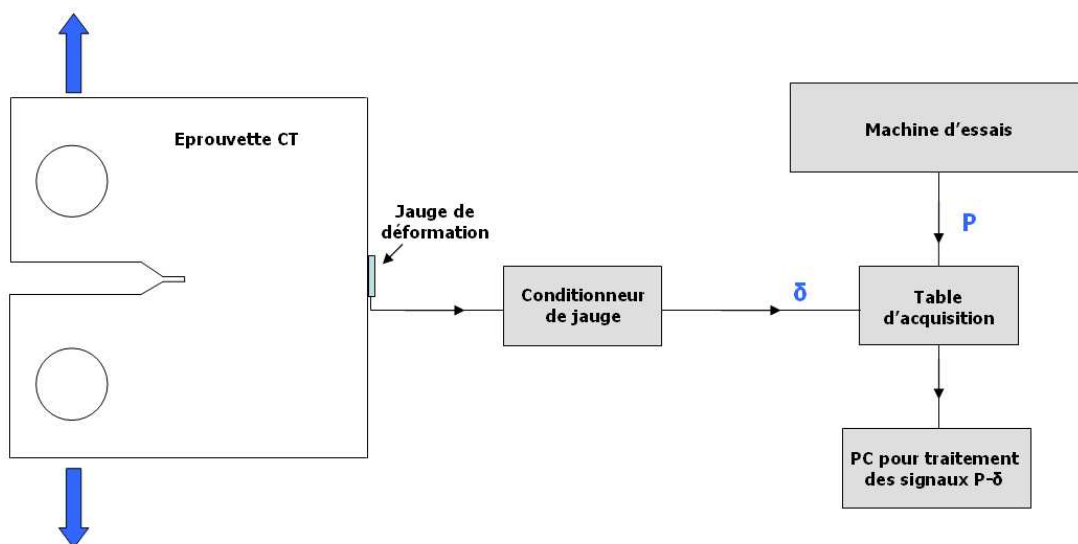


Figure 76 : Illustration schématique du dispositif d'acquisition des signaux $P-\delta$ pour la mesure de fermeture de fissure.

L'acquisition a été réalisée à une fréquence de 2.5 kHz, à l'aide du logiciel Measure Foundry®, sur un cycle de chargement conduit à 0,2 Hz avec la machine d'essai. Un cycle de chargement correspond donc à 12500 points, lesquels ont été moyennés par paquets de 50 points de manière à atténuer le bruit électronique durant l'acquisition. L'acquisition moyennée finale comporte donc 250 points par cycle.

II.4.3. Détermination de la complaisance de la fissure ouverte

La détermination précise de la complaisance α de la fissure ouverte est cruciale pour une détermination correcte de P_{op} . Dans cette optique, les différentes valeurs de α_i sont obtenues par régression linéaire des données du signal $P-\delta$ sur une fenêtre glissante de 20 points comme proposé par les recommandations ASTM [156]. La valeur de complaisance de la fissure ouverte α retenue ici est la moyenne des valeurs stabilisées de α_i . La Figure 77 illustre cette étape.

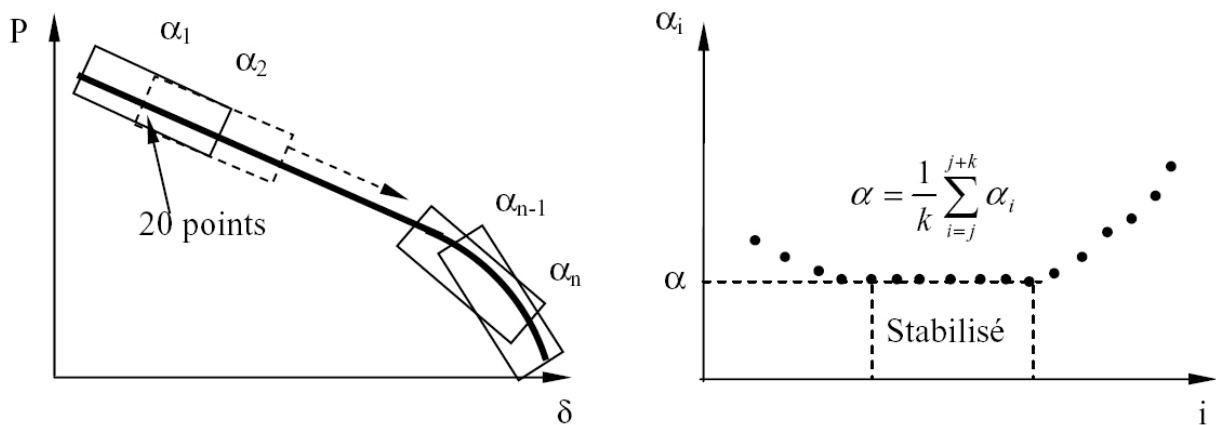


Figure 77 : Illustration schématique de la détermination de la complaisance α d'une fissure ouverte.

II.4.4. Filtrage des données

La dispersion des données acquises, notamment pour les fissures de petite dimension, a incité à mettre en œuvre un traitement du signal complémentaire afin d'améliorer les signaux $P-\delta'$ obtenus. Un filtrage des données des courbes $P-\delta'$ est alors effectué selon la méthode de la médiane « glissante », avec un glissement point par point d'un paquet de n points. Le nombre n de points définit le degré de filtrage souhaité.

La médiane d'un ensemble de n échantillons x_i avec $i = 1, \dots, n$ s'exprime ainsi :

$$med(x_i) = \begin{cases} x_{v+1} & n = 2v + 1 \\ \frac{1}{2}(x_v + x_{v+1}) & n = 2v \end{cases}$$

les x_i étant rangés dans l'ordre croissant, avec v un entier positif, le cas $n = 2v + 1$ étant celui où le nombre d'échantillons est impair, et le cas $n = 2v$ étant celui où il est pair.

Les Figure 78a) et Figure 78b) illustrent respectivement un exemple de signal $P-\delta$ obtenu expérimentalement, ainsi que le signal $P-\delta'$ associé. On remarque que ce signal $P-\delta'$ est bien redressé, mais qu'il y a une certaine dispersion, rendant difficile la détermination de la valeur asymptotique de δ' , notée $\delta'_{\max}$. La Figure 79 présente le même signal $P-\delta'$ filtré, avec une valeur de n égale à 5, suffisante pour améliorer l'aspect du signal et par conséquent permettant une détermination précise de $\delta'_{\max}$.

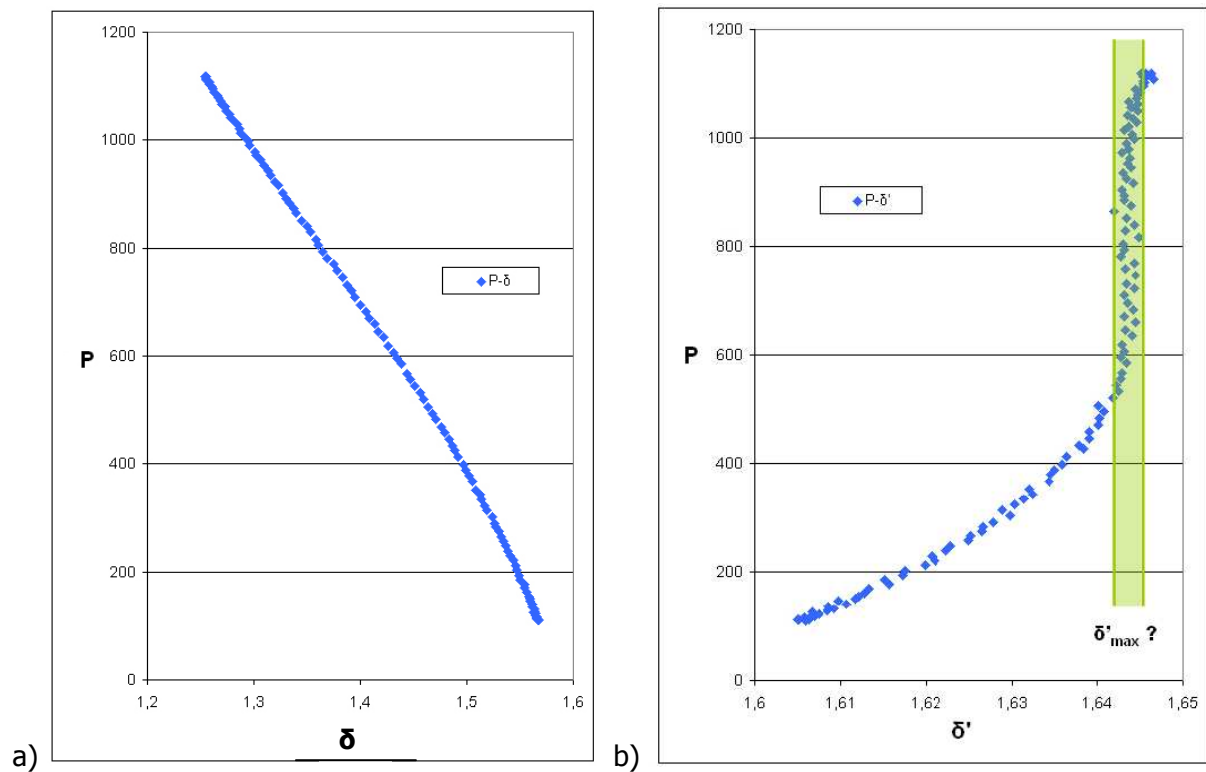


Figure 78 : a) Signal $P-\delta$ et b) signal $P-\delta'$ associé, obtenus sur l'alliage 2050-T84 sous vide à $R=0.1$ à $\Delta K=6.41 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

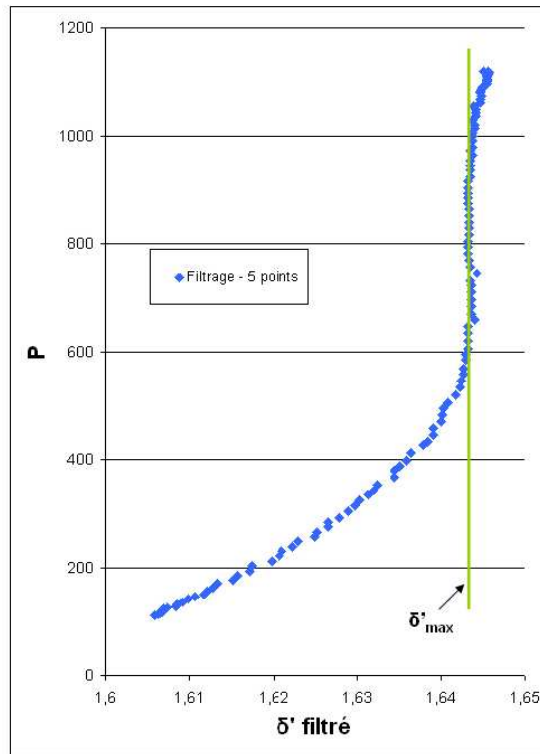


Figure 79 : Filtrage du signal P- δ' précédent avec $n=5$ points.

Cet outil se révèle particulièrement efficace lorsque l'on traite des signaux P- δ' relatifs à des fissures courtes. L'exemple de la Figure 80, montre le traitement des signaux P- δ' réalisé pour une fissure de 0.10 mm à $\Delta K = 6 \text{ MPa.m}^{1/2}$ sur un acier inoxydable 304L [133].

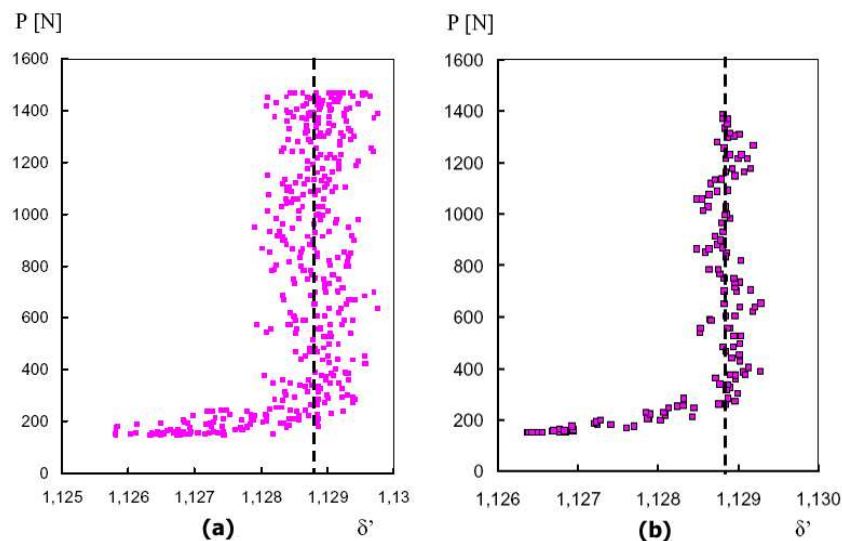


Figure 80 : Signaux P- δ' a) brut et b) après filtrage, correspondants à une fissure courte de 0.10 mm à ΔK de $6 \text{ MPa.m}^{1/2}$ sur un acier inoxydable 304L [133].

Il faut toutefois garder à l'esprit que l'étape de filtrage résulte en une perte d'information, il convient donc d'appliquer une valeur de n raisonnable, juste suffisante pour déterminer la valeur de $\delta'_{\max}$. En pratique, dans notre étude, la valeur maximale attribuée à n a été de 10.

II.4.5. Détermination de la charge à l'ouverture

L'analyse numérique du signal P - δ' a été complétée d'un calcul de la charge à l'ouverture (P_{op}). Pour ce faire, une fonction d'interpolation polynomiale du signal P - δ' est calculée sur l'intervalle de variation $[\delta'_{\min}, \delta'_{\max}]$, avec $\delta'_{\max}$ calculé comme étant la moyenne des valeurs de δ' pour lesquelles la courbe P - δ' est droite (domaine de charge dans lequel la fissure est ouverte). La valeur de P_{op} correspond alors à l'intersection de la fonction d'interpolation et d'une droite verticale correspondant à la valeur de δ' pour laquelle la fissure s'ouvre, notée δ'_{op} . La valeur de δ'_{op} est calculée suivant la recommandation ASTM [156], en prenant un offset de 2% par rapport à la valeur de $\delta'_{\max}$. En notant $\Delta\delta'$ l'amplitude de variation de δ' , à savoir :

$$\Delta\delta' = \delta'_{\max} - \delta'_{\min}$$

on obtient :

$$\delta'_{op} = \delta'_{\min} + 0.98 \Delta\delta'.$$

La Figure 81 illustre la détermination de la charge à l'ouverture P_{op} .

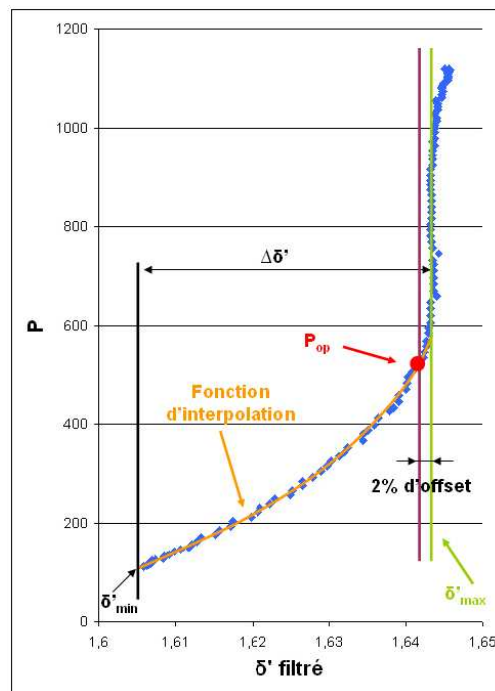


Figure 81 : Détermination de la charge à l'ouverture P_{op} .

CHAPITRE III

Résultats expérimentaux

Ce chapitre est divisé en quatre parties. La première d'entre elles est consacrée au traitement des données issues d'essais pour lesquels le chemin de fissuration est dévié. Une étude analytique et numérique du problème y est proposée. Dans la seconde partie sont présentés les résultats d'essais conduits à rapport de charge constant, avec deux environnements différents : l'air ambiant et le vide. La troisième partie présente les résultats d'essais pour lesquels des surcharges répétées à intervalle régulier ont été appliquées. Enfin, dans une dernière partie, les résultats d'essais conduits sous chargement d'amplitude variable sont montrés. Dans chacun des cas, les courbes de fissuration nominales et après correction de la fermeture de fissure sont présentées et comparées. Des observations micro fractographiques sont associées.

I. Déviation de fissure : démarche adoptée

I.1 Constat expérimental

Dans la majorité des essais réalisés à rapport de charge R constant, et indépendamment de l'environnement étudié, le chemin de fissuration obtenu sur éprouvettes CT est apparu comme pouvant se décomposer de la manière suivante :

- une première partie, à proximité de l'entaille mécanique, où la propagation est globalement normale à la direction de sollicitation (ou légèrement déviée);
- une seconde partie fortement déviée par rapport à cette même direction ;
- une troisième partie où la fissure a tendance à revenir dans l'axe normal à la direction de sollicitation.

Pour exemple, la Figure 82 illustre les profils de fissures obtenus sur éprouvettes CT à $R=0.1$, à l'air ambiant avec les trois alliages. Les parties déviées forment un écart de 27° pour le 2050-T84 et 30° pour le 2198-T851 et le 2196-T851 par rapport à la normale à la direction de sollicitation.

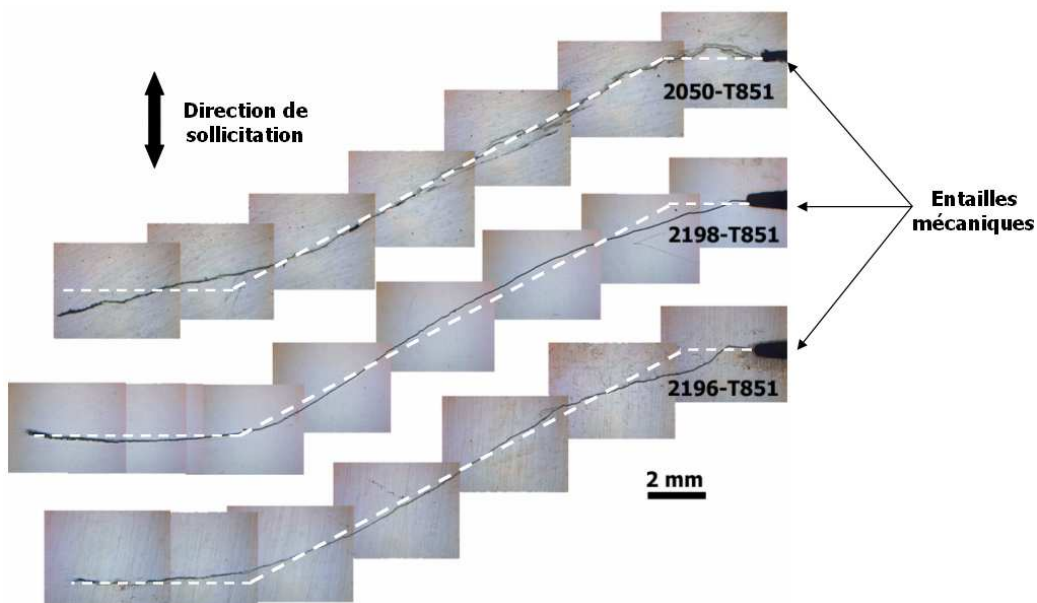


Figure 82 : Profils de fissures pour les trois alliages de l'étude à $R=0.1$ à l'air ambiant.

Il s'agit ici non pas d'étudier les raisons de cette déviation (elles seront discutées dans le Chapitre IV), mais plutôt d'en évaluer l'incidence sur les résultats concernant l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction du chargement.

I.2 Influence de la déviation sur les données $da/dN-\Delta K$

La valeur du ΔK imposé en essai est déterminée de manière analytique, avec une composante supposée unique en mode I d'ouverture. Dès lors qu'une composante en mode II peut intervenir du fait de la présence d'une déviation macroscopique sur une proportion importante du chemin de propagation, la validité des points expérimentaux peut alors être remise en question. Il conviendrait de pouvoir tracer l'évolution de la vitesse de fissuration curviligne en fonction de l'amplitude de variation d'un facteur d'intensité de contrainte équivalent.

L'influence de la déviation de fissure a donc été étudiée en collaboration avec EADS IW, à l'aide de formules analytiques disponibles dans la bibliographie, et d'un outil numérique.

I.2.1. Expressions analytiques

La Figure 83 illustre le cas d'une fissure s'étant propagée dans une direction normale à la direction de sollicitation sur une longueur a , puis déviée au point A d'un angle θ par rapport à cette direction sur une longueur b , jusqu'au point B.

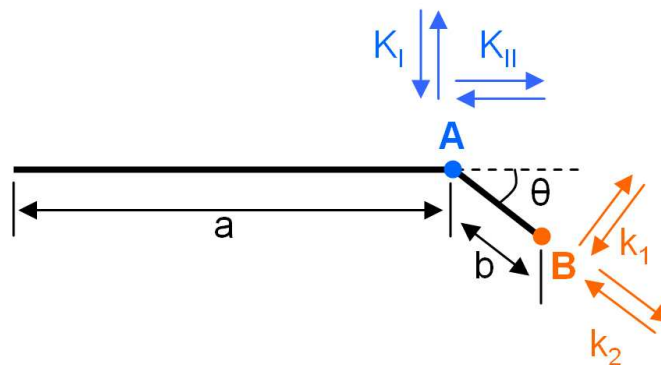


Figure 83 : Schéma représentant une fissure déviée ainsi que les facteurs d'intensité de contrainte associés.

Lorsque la fissure se propage jusqu'au point A, les facteurs d'intensité de contraintes en mode I et en mode II d'ouverture, respectivement notés K_I et K_{II} peuvent être calculés sur la base des expressions analytiques classiques. Du point A jusqu'au point B, les facteurs d'intensité de contrainte locaux en mode I et en mode II d'ouverture, respectivement notés k_1 et k_2 ne correspondent plus aux facteurs d'intensité de contrainte globaux K_I et K_{II} , du fait de la déviation de fissure.

Plusieurs auteurs ont proposé des expressions analytiques permettant de relier les facteurs d'intensité de contraintes k_1 et k_2 à K_I et K_{II} . Nous nous baserons ici sur les travaux de Bilby *et al.* [159], qui sont les plus fréquemment cités.

Bilby *et al.* ont proposé l'expression suivante au point B, dans le cas où l'éprouvette est chargée en mode I et II d'ouverture :

$$k_1 = a_{11}(\theta)K_I + a_{12}(\theta)K_{II}$$

$$k_2 = a_{21}(\theta)K_I + a_{22}(\theta)K_{II}$$

avec :

$$a_{11}(\theta) = \cos^3(\theta/2)$$

$$a_{12}(\theta) = -3\sin(\theta/2)\cos^2(\theta/2)$$

$$a_{21}(\theta) = \sin(\theta/2)\cos^2(\theta/2)$$

$$a_{22}(\theta) = \cos(\theta/2)[1 - 3\sin^2(\theta/2)]$$

Si l'on considère que l'éprouvette est chargée en mode I unique d'ouverture, comme dans notre cas, on trouve :

$$k_1 = \cos^3(\theta/2).K_I$$

$$k_2 = \sin(\theta/2)\cos^2(\theta/2).K_I$$

Dans ces expressions, K_I représente le facteur d'intensité de contraintes en mode I d'ouverture calculé de manière analytique classique en considérant une fissure droite de longueur égale à la quantité $a+b$.

Il est à noter que ces expressions ne sont valables que dans le cas où $b \ll a$, c'est-à-dire où la longueur de la partie déviée est très petite devant la longueur de la partie non déviée de la fissure.

I.2.2. Outil numérique et mise en données du problème

Puisque les expressions analytiques ne nous permettent de calculer des facteurs d'intensité de contraintes k_1 et k_2 que dans des conditions où $b \ll a$, l'utilisation d'un outil numérique est apparue pratique pour estimer ces valeurs jusque dans des cas où $b \gg a$, plus représentatifs de la configuration rencontrée en essai. Le logiciel de calcul du comportement mécanique en fatigue de structures fissurées Crack-Kit® a été utilisé dans ce but.

Les calculs ont été réalisés sur la base d'un chemin de fissuration approché, obtenu à partir du chemin de fissuration observé expérimentalement avec l'alliage 2050-T84 à $R=0.1$ à l'air ambiant. La Figure 84 montre la superposition du profil expérimental (obtenu grâce à un relevé de coordonnées le long du profil de fissure) et du profil modélisé en trois parties : une première partie droite, une seconde partie déviée d'un angle de 27.5° et une dernière partie déviée d'un angle de 13.7° . Ce profil approché permet d'une part de conserver un angle de déviation constant dans une partie donnée du chemin de fissuration, et ainsi de ne pas être sensible à la dispersion des valeurs de facteurs d'intensité de contrainte qu'aurait induit l'utilisation du profil réel à travers la variation de l'angle de déviation d'un point à un autre, et d'autre part de se placer dans les conditions idéales d'application des expressions analytiques proposées par Bilby *et al.*

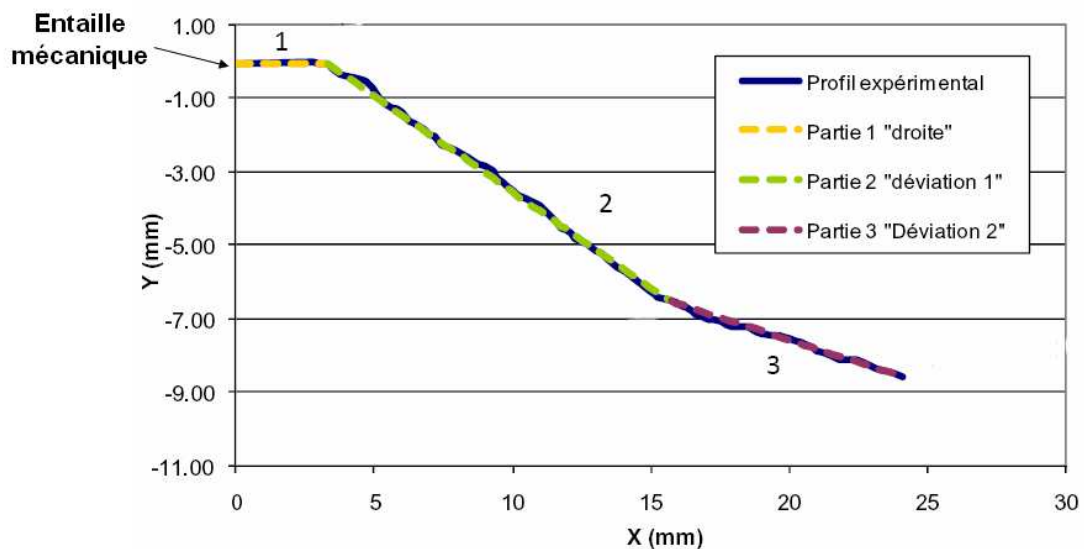


Figure 84 : Superposition du profil expérimental de fissure obtenu sur l'alliage 2050-T84 à l'air ambiant à $R=0.1$ et du profil approché pour la réalisation des calculs.

Ce chemin de fissuration simplifié a ensuite été attribué à une éprouvette CT $W=50\text{mm}$, comme le montre la Figure 85, en vue de son utilisation sur le logiciel Crack-Kit® [160].

Sur ce profil de fissure, les valeurs de k_1 et k_2 ont été calculées (par la méthode des intégrales de contour) pour 9 géométries de fissures distinctes, présentées dans le Tableau 10, et caractérisées par la position de la pointe de fissure (Figure 86).

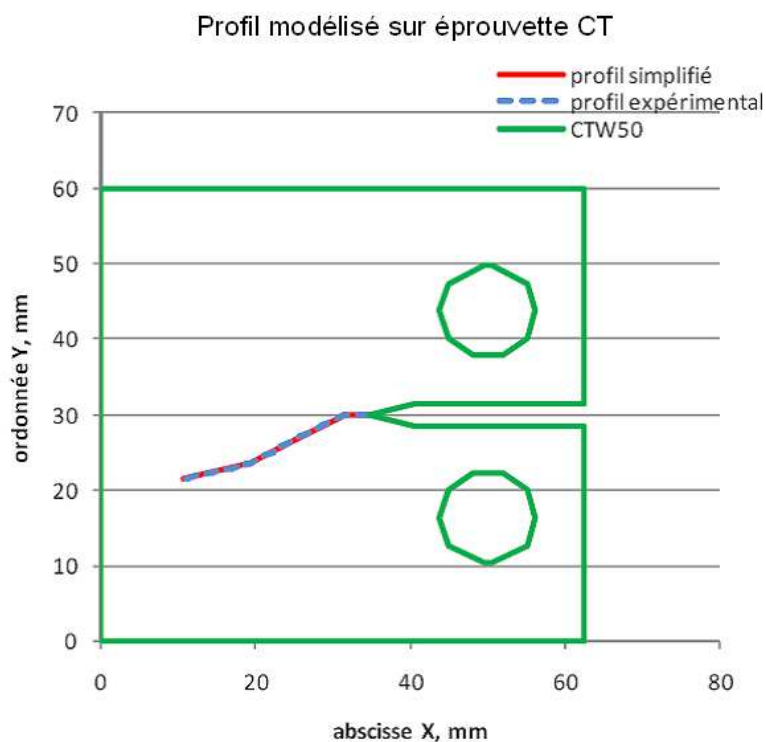


Figure 85 : Epreuve CT au chemin de fissuration dévié, modélisée pour le logiciel Crack-Kit® [160].

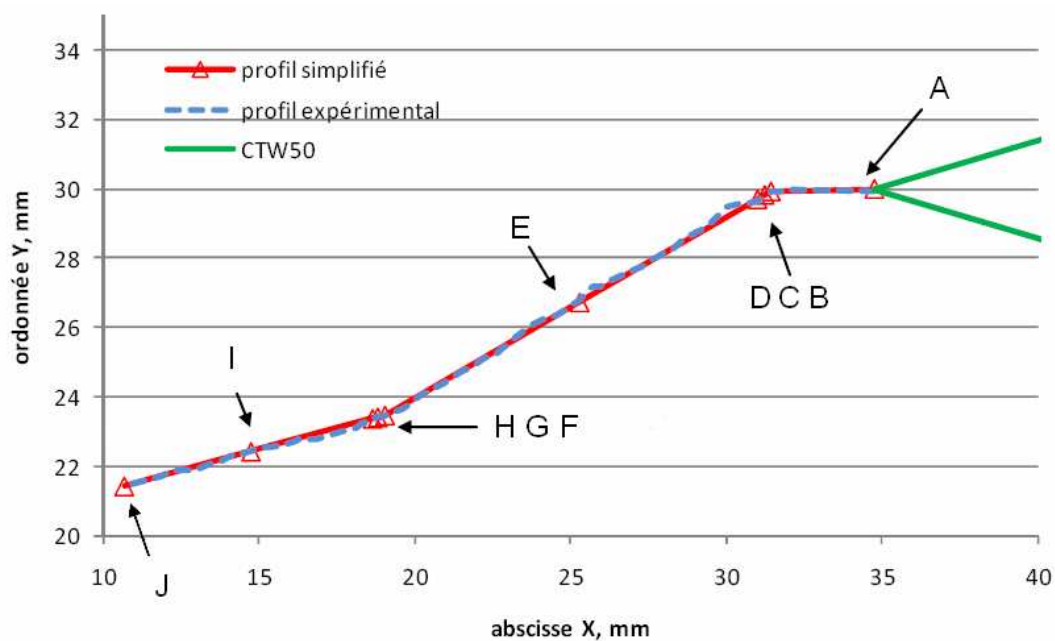


Figure 86 : Points servant à définir la position de la pointe de fissure pour le calcul des facteurs d'intensité de contrainte k_1 et k_2 [160].

Nom	Caractéristique géométrique	Position de la pointe de la fissure
Fissure 1	fissure droite	B
Fissure 2	fissure bilinéaire, petite déviation	C
Fissure 3	fissure bilinéaire, petite déviation	D
Fissure 4	fissure bilinéaire	E
Fissure 5	fissure bilinéaire	F
Fissure 6	fissure trilinéaire, petite déviation	G
Fissure 7	fissure trilinéaire, petite déviation	H
Fissure 8	fissure trilinéaire	I
Fissure 9	fissure trilinéaire	J

Tableau 10 : Définition des différentes géométries de fissure étudiées.

La Figure 87 montre l'exemple de l'éprouvette CT modélisée avec la fissure 5, bilinéaire avec la pointe de fissure positionnée au point F, et la visualisation en déformée amplifiée lors de l'application de la charge maximale.

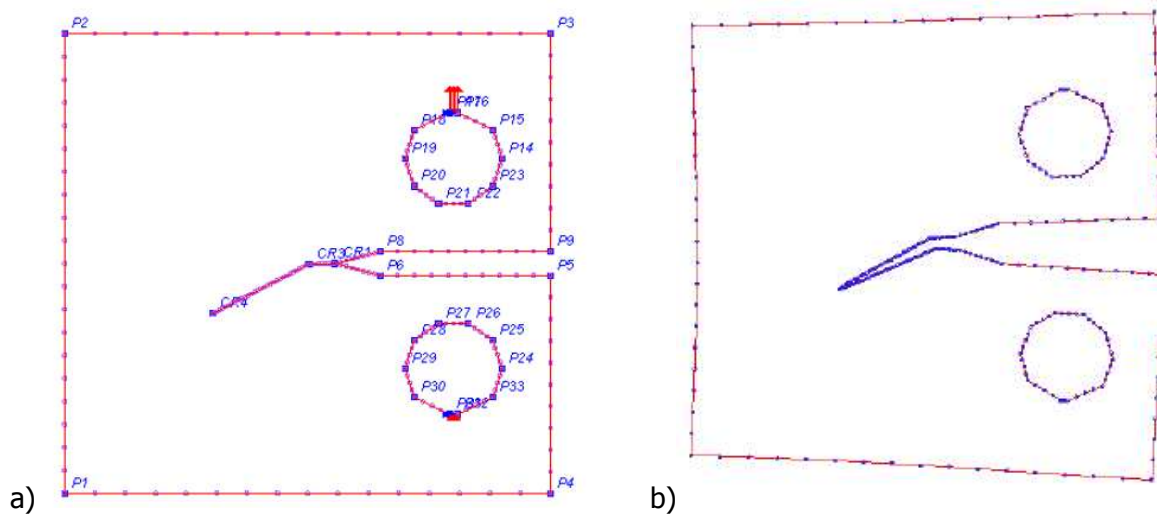


Figure 87 : Avec le logiciel Crack-Kit® : a) Eprouvette CT modélisée avec un chemin de fissuration correspondant à la fissure 5, b) Visualisation de la même éprouvette en déformée amplifiée lors de l'application du chargement [160].

I.2.3. Résultats

Puisque dans chaque partie, la fissure se propage dans une seule et même direction, le taux de restitution d'énergie dans une configuration coplanaire est proportionnel à $(k_1^2 + k_2^2)$, ce qui nous amène à considérer un facteur d'intensité de contrainte équivalent k_{eq} défini de la manière suivante :

$$k_{eq} = \sqrt{k_1^2 + k_2^2} \quad [161]$$

Les valeurs de k_1 et k_2 obtenues avec le logiciel Crack-Kit® sont consignées dans le Tableau 11, et comparées aux valeurs de k_{eq} .

Nom	k_1 (MPa.m ^{1/2})	k_2 (MPa.m ^{1/2})	k_{eq} (MPa.m ^{1/2})
Fissure 1	5.89	0.00	5.89
Fissure 2	5.50	1.18	5.62
Fissure 3	5.69	1.18	5.81
Fissure 4	8.05	1.18	8.13
Fissure 5	12.76	1.57	12.85
Fissure 6	12.36	0.39	12.37
Fissure 7	13.15	0.39	13.15
Fissure 8	19.43	1.18	19.46
Fissure 9	31.99	2.55	32.09

Tableau 11 : Résultats des calculs de K_I et K_{II} pour les différentes géométries de fissure [160].

On remarque que les fissures, quelle que soit leur géométrie sont pratiquement en mode I (local) d'ouverture car les valeurs de k_2 sont très faibles. Les valeurs de k_{eq} sont proches de k_1 à moins de 2%.

Pour les fissures 2 et 3, puisque la longueur du segment dévié est petite devant celle de la partie droite, on peut appliquer les expressions analytiques présentées précédemment. Les résultats obtenus sont consignés dans le Tableau 12, et sont comparés aux valeurs obtenues avec Crack-Kit®.

Nom	Bilby <i>et al.</i>			Crack-Kit®		
	k_1	k_2	k_{eq}	k_1	k_2	k_{eq}
	$(MPa.m^{1/2})$			$(MPa.m^{1/2})$		
Fissure 2	5.47	1.34	5.63	5.50	1.18	5.62
Fissure 3	5.55	1.36	5.71	5.69	1.18	5.81

Tableau 12 : Comparaison des valeurs analytiques de k_1 et k_2 aux valeurs numériques pour les fissures 2 et 3 [160].

Tout d'abord, lorsque l'on fait le calcul avec Crack-Kit® sur la Fissure 1, qui est droite et horizontale, le logiciel retourne les valeurs $K_I=5.89 MPa.m^{1/2}$ et $K_{II}=0 MPa.m^{1/2}$. Les formules analytiques classiques nous donnent $K_I=5.90 MPa.m^{1/2}$ et $K_{II}=0 MPa.m^{1/2}$. Ces résultats valident donc la modélisation géométrique avec la taille des éléments du maillage et les conditions aux limites appliquées.

Pour les fissures 2 et 3, on conclut à un bon accord entre les résultats analytiques issus des travaux de Bilby *et al.* et les résultats numériques.

Lors des essais, les couples $da/dN-\Delta K$ ont été calculés avec da/dN la vitesse projetée de la fissure sur l'axe normal à la direction de sollicitation et ΔK l'amplitude de variation du facteur d'intensité de contraintes calculé analytiquement avec les formules ASTM en considérant une fissure de longueur égale à la longueur projetée sur ce même axe. Le Tableau 13 établit la comparaison de ces valeurs aux couples da/dN_c et ΔK_{eq} avec da/dN_c la vitesse curviligne de la fissure obtenue en mesurant l'avancée réelle, non projetée sur la normale à la direction de sollicitation, et le ΔK_{eq} correspondant à l'amplitude de variation du facteur d'intensité de contraintes calculé avec Crack-Kit®.

Les résultats montrent des valeurs de ΔK_{eq} sont globalement inférieures aux valeurs de ΔK , avec un écart maximal proche de 6%. Concernant les valeurs de vitesse, les vitesses curvilignes calculées sont supérieures aux valeurs de vitesses projetées, avec un écart maximal proche de 13%.

Afin de mieux apprécier ces écarts, les couples $da/dN-\Delta K$ et $da/dN_c-\Delta K_{eq}$ ont été comparés sur un diagramme bi-logarithmique sur la Figure 88.

Nom	ΔK (MPa.m ^{1/2})	da/dN (m/cycle)	ΔK_{eq} (MPa.m ^{1/2})	da/dN (m/cycle)	$\frac{\Delta K_{eq} - \Delta K}{\Delta K}$ (%)	$\frac{da/dN_c - da/dN}{da/dN}$ (%)
Fissure 1	5.31	3.00E-9	5.30	3.00E-9	-0.2	0
Fissure 2	5.37	2.86E-9	5.06	3.22E-9	-5.8	12.6
Fissure 3	5.43	3.29E-9	5.23	3.70E-9	-3.7	12.5
Fissure 4	7.47	7.20E-9	7.32	8.12E-9	-2.0	12.8
Fissure 5	11.60	7.00E-8	11.57	7.89E-8	-0.3	12.7
Fissure 6	11.83	9.20E-8	11.13	9.47E-8	-5.9	2.9
Fissure 7	12.00	9.44E-8	11.84	9.72E-8	-1.3	3.0
Fissure 8	17.43	3.00E-7	17.52	3.09E-7	0.5	3.0
Fissure 9	29.23	1.50E-6	28.88	1.54E-6	-1.2	2.7

Tableau 13 : Comparaison des données fissure courbe et fissure projetée [160].

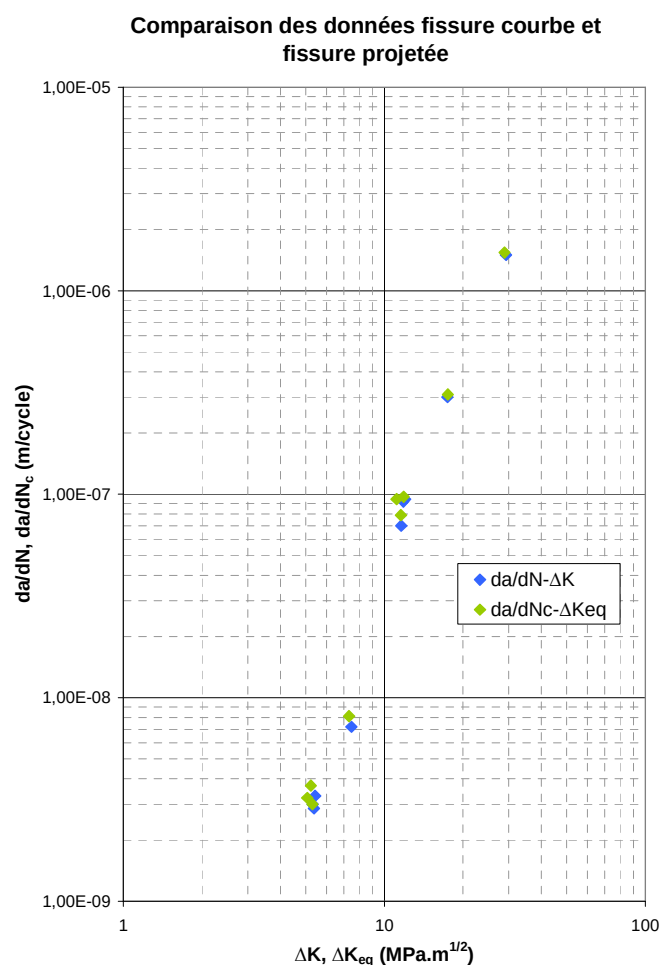


Figure 88 : Comparaison des données fissure courbe et fissure projetée sur un diagramme bi-logarithmique.

L'écart entre les points corrigés et les points expérimentaux est certes perceptible, mais ne semble pas être suffisant pour modifier radicalement l'allure des courbes de fissuration.

I.2.4. Conclusions

Le dépouillement d'essais de fissuration présentant des fissures déviées a été étudié à la lumière de la bibliographie existante et au moyen d'un outil numérique. Les données obtenues avec le logiciel Crack-Kit® ont permis de montrer un bon accord avec les solutions analytiques du premier ordre proposées par Bilby *et al.*, dans le cas où celles-ci étaient applicables, ce qui a permis de donner confiance aux résultats numériques. La comparaison des données numériques visant à prendre en compte la déviation de fissure et des données expérimentales mène à des différences qui ne semblent pas être significatives.

Au vu de la lourdeur du protocole à mettre en place pour obtenir les données corrigées sur chaque essai (relevé de coordonnées du chemin de fissuration, modélisation simplifiée, implémentation dans Crack-Kit®, calcul des vitesses curvilignes...), il a été décidé de conserver les données expérimentales qui seront systématiquement présentées avec pour valeur de ΔK la valeur analytique calculée suivant la recommandation ASTM en considérant une fissure de longueur égale à la longueur projetée de la fissure courbe sur la normale à la direction de sollicitation, et une valeur de da/dN calculée à partir d'une avancée de fissure égale à l'avancée réelle projetée suivant le même axe.

II. Essais à rapport de charge R constant

II.1 Essais à $R=0.1$

II.1.1. Air ambient

II.1.1.1 Courbes nominales $da/dN-\Delta K$

Des essais de fissuration par fatigue sur les trois alliages de l'étude ont été conduits à $R=0.1$, à l'air ambient. Les courbes $da/dN-\Delta K$ nominales obtenues sont présentées en Figure 89.

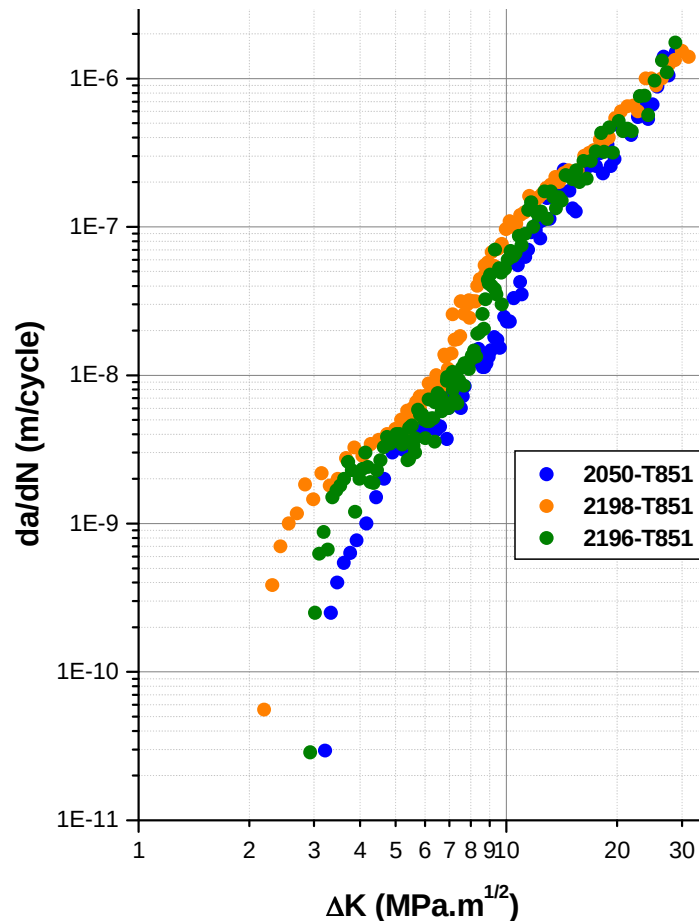


Figure 89 : Courbes da/dN - ΔK à $R=0.1$ à l'air ambiant pour les trois alliages de l'étude.

On note que d'une manière générale, les courbes présentent un aspect similaire. On remarque un domaine de faible dépendance vis-à-vis de ΔK , appelé « plateau », ce phénomène étant souvent attribué dans la littérature à l'influence de l'environnement. Ce plateau marque la transition entre un domaine de propagation faiblement influencé par l'environnement pour les ΔK au-dessus du plateau, et un domaine fortement influencé par l'environnement pour les ΔK en dessous du plateau [74]. On note que pour des valeurs de ΔK supérieures à $10 \text{ MPa} \cdot m^{1/2}$, les points expérimentaux sont quasiment confondus pour les trois alliages. Les différences de comportement sont au contraire plus marquées notamment au voisinage du seuil et juste au-dessus du plateau. L'alliage 2050-T84 présente, à un ΔK donné, les vitesses de fissuration les plus faibles, et la valeur la plus haute de seuil de non propagation, montrant ainsi une meilleure résistance à la propagation de fissures. Les valeurs caractéristiques de seuils et de plateaux pour les trois alliages sont résumées dans le Tableau 14.

Alliage	ΔK_{seuil} (MPa.m ^{1/2})	Domaine du plateau (MPa.m ^{1/2})	Vitesse moyenne du plateau (m/cycle)
2050-T84	3,2	5-6,5	$3,5 \cdot 10^{-9}$
2198-T851	2,2	4-5,5	$4 \cdot 10^{-9}$
2196-T851	2,9	4-5,5	$3,5 \cdot 10^{-9}$

Tableau 14 : Valeurs de seuils de non propagation et domaines de plateaux pour les trois alliages de l'étude, à R=0.1 à l'air ambiant.

II.1.1.2 Observations micro fractographiques

Les profils de fissure obtenus ont été présentés en Figure 82. Des observations en microscopie électronique à balayage ont été réalisées, afin de repérer d'éventuelles différences de morphologie des faciès de rupture entre les alliages.

Après l'amorçage, au début de la phase de propagation à ΔK décroissant (en vue d'atteindre le seuil), le faciès est homogène et à caractère ductile sur la partie normale à la direction de sollicitation. Un exemple est illustré par la Figure 90.

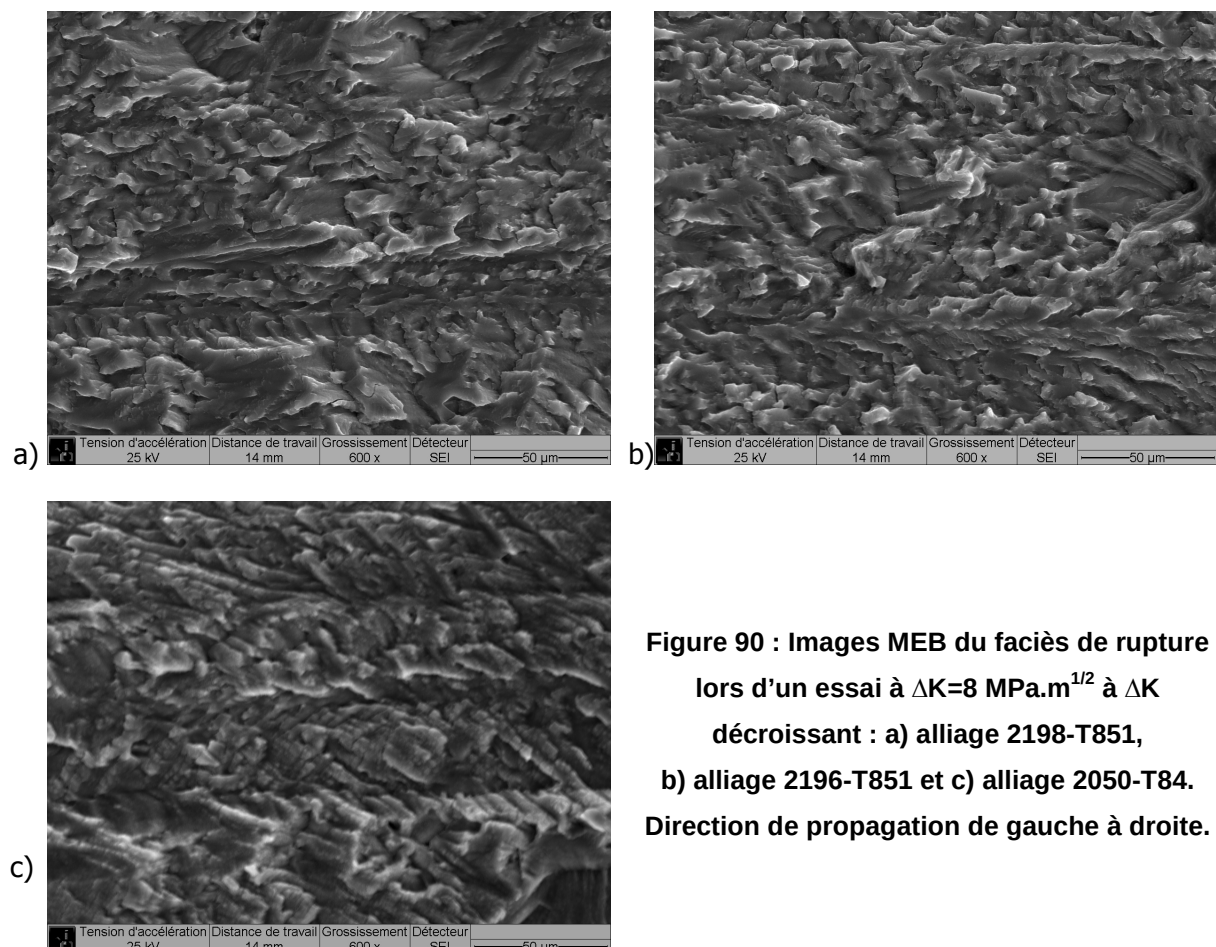


Figure 90 : Images MEB du faciès de rupture lors d'un essai à $\Delta K=8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ à ΔK décroissant : a) alliage 2198-T851, b) alliage 2196-T851 et c) alliage 2050-T84. Direction de propagation de gauche à droite.

Au cours de cette phase à ΔK décroissant, on observe pour les trois alliages une transition coïncidant avec l'endroit sur le faciès où la fissure commence à dévier. Cette transition est illustrée par la Figure 91.

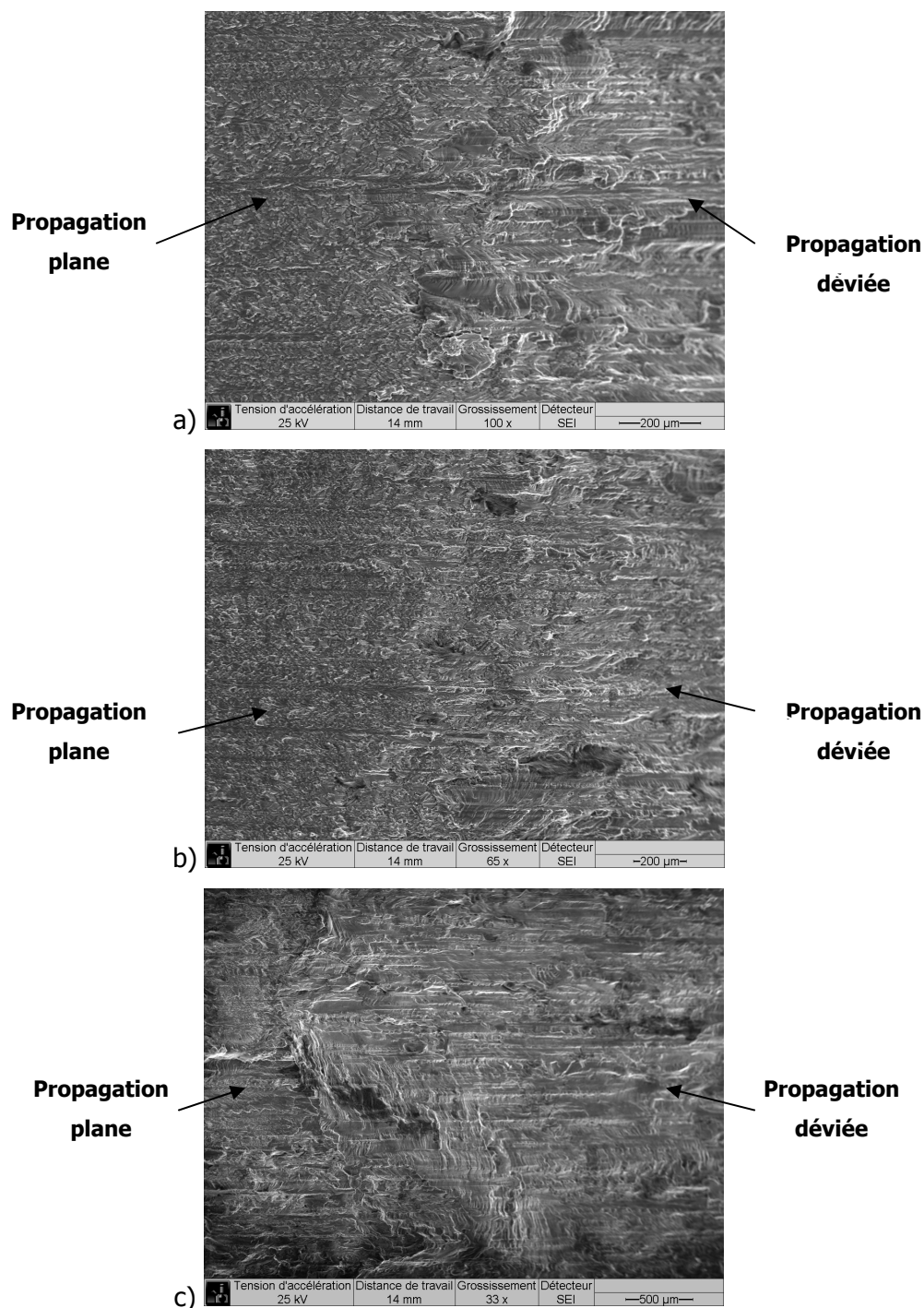


Figure 91 : Image MEB à faible grossissement montrant le changement de mécanisme de propagation intervenant lors de la déviation de fissure sur a) l'alliage 2198-T851, b) l'alliage 2196-T851 et c) l'alliage 2050-T84. Direction de propagation de gauche à droite.

La transition se traduit, pour les alliages 2198-T851 et 2196-T851, par l'apparition d'un faciès avec des motifs en chevrons (« herringbone patterns ») orientés différemment selon le grain considéré, comme l'illustre la Figure 92.

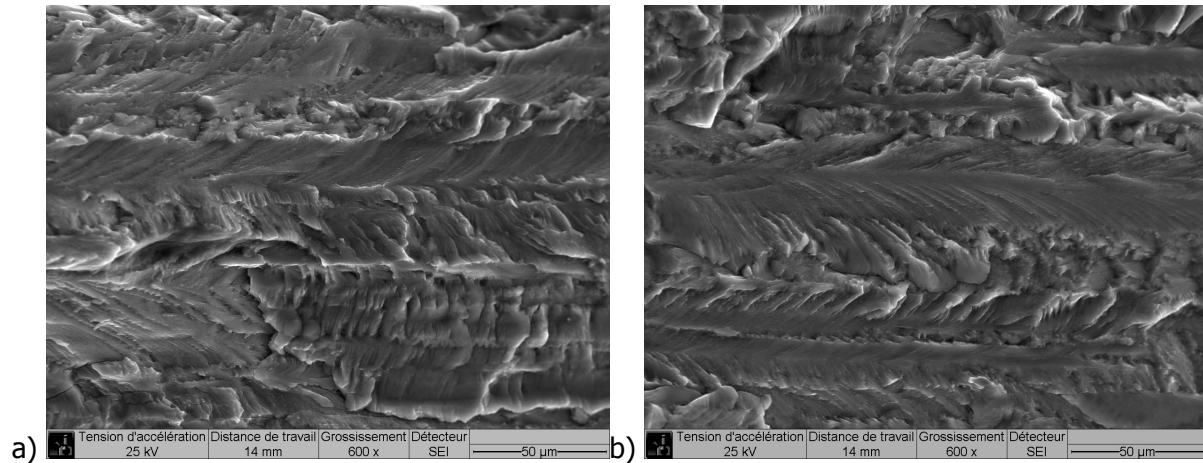


Figure 92 : Images MEB du faciès de rupture montrant les motifs à chevrons à $\Delta K=5\text{MPa.m}^{1/2}$ pour a) l'alliage 2198-T851, b) l'alliage 2196-T851. Direction de propagation de gauche à droite.

Pour l'alliage 2050-T84, cette transition se traduit par l'apparition d'un faciès à chevrons, mais également facetté, illustré par la Figure 93, qui laisse apparaître la structure de grains sous-jacente.

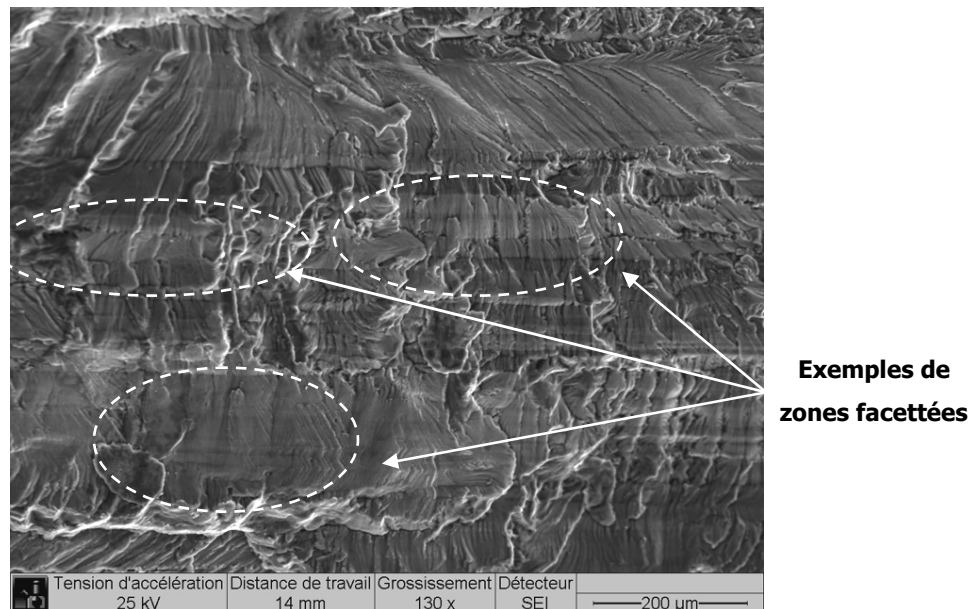


Figure 93 : Faciès facetté, alliage 2050-T84, $\Delta K=8\text{MPa.m}^{1/2}$.

Ce type de faciès facetté n'est retrouvé sur les alliages 2198-T851 et 2196-T851 que pour des valeurs plus faibles de ΔK , comme le montre la Figure 94, et dans une moindre proportion.

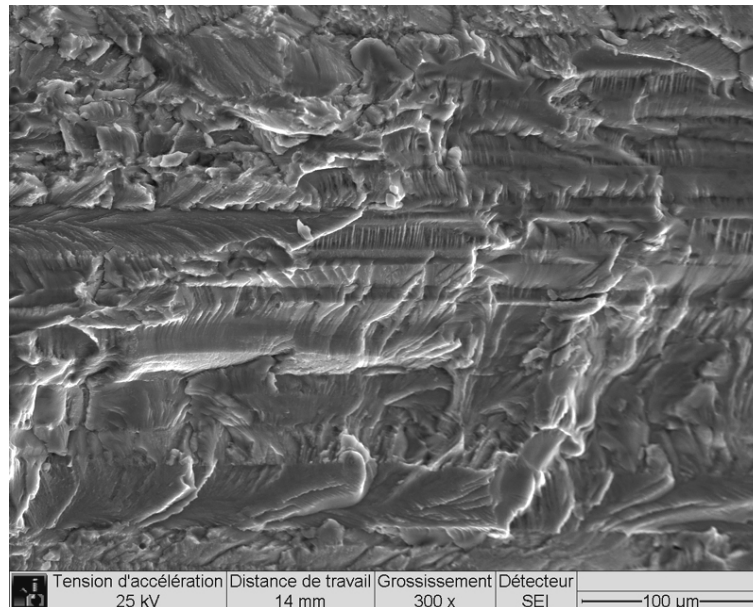


Figure 94 : Faciès à caractère facetté sur l'alliage 2196-T851, $\Delta K=6 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

Au seuil de fissuration, les trois alliages montrent un faciès mélangeant des zones d'apparence très lisse et des motifs en chevrons. Un exemple est donné en Figure 95.

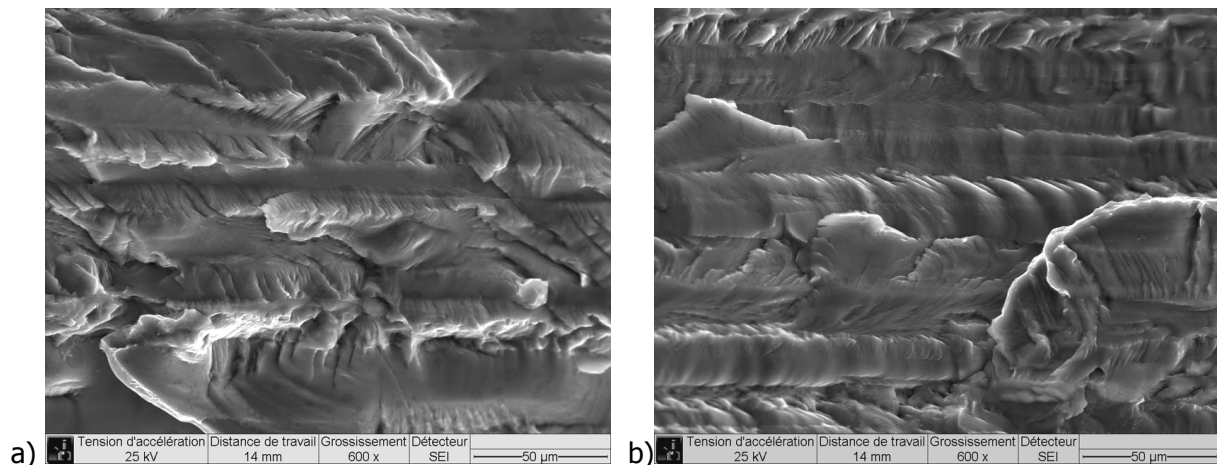


Figure 95 : Faciès de rupture au seuil : a) 2198, $\Delta K=2.2 \text{ MPa.m}^{1/2}$, b) 2196, $\Delta K=2.9 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

Après l'atteinte du seuil, lors de la remontée, on note que pour un ΔK donné les faciès rencontrés à ΔK croissant et à ΔK décroissant sont sensiblement identiques. On remarque de la même façon une transition correspondant à l'endroit sur le faciès où la fissure redevient droite, se traduisant par le retour progressif au faciès à caractère ductile du début d'essai. Ce faciès demeure ensuite

jusqu'à la fin de la propagation. A partir d'un certain domaine de vitesse, les stries de fatigue sont visibles (un exemple sur le faciès du 2050-T84 est illustré en Figure 96).

Des mesures d'interstries ont été effectuées et se sont montrées cohérentes avec les vitesses de fissuration macroscopiques mesurées expérimentalement, montrant alors une propagation s'effectuant cycle à cycle.

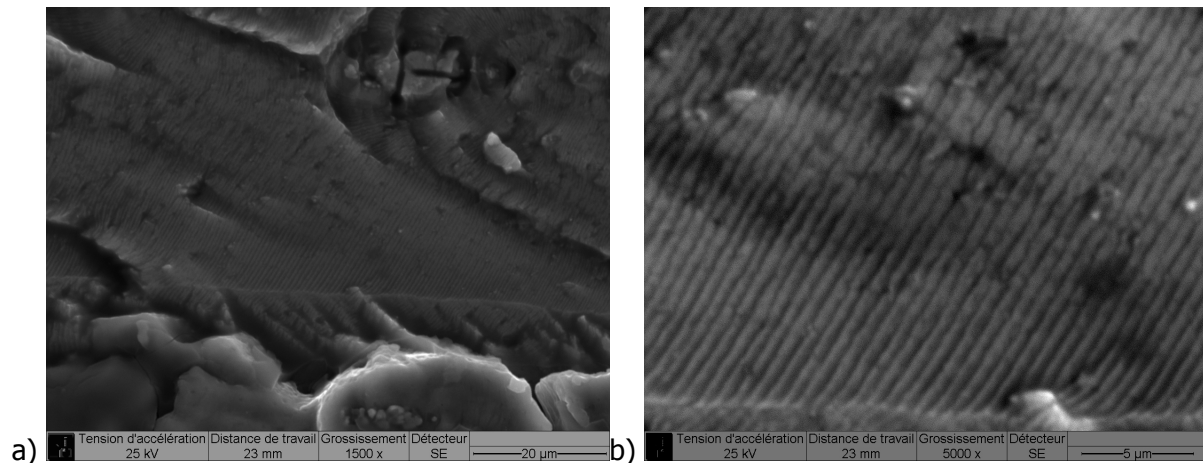


Figure 96 : Image MEB du faciès de rupture de l'alliage 2050-T84 à $\Delta K=20 \text{ MPa.m}^{1/2}$ à l'air ambiant : a) Plage contenant des stries de fatigue, b) Stries à plus fort grossissement.

Une synthèse des observations micro fractographiques est proposée dans le Tableau 15. Il est à noter que les domaines de ΔK indiqués sont purement indicatifs, en raison du caractère très progressif du passage d'une morphologie de faciès à une autre.

Alliage	Type de faciès		
	Facetté	Motifs à chevrons	Ductile
2050-T84	$\Delta K < 9 \text{ MPa.m}^{1/2}$	$\Delta K < 10 \text{ MPa.m}^{1/2}$	$\Delta K > 10 \text{ MPa.m}^{1/2}$
2198-T851	$\Delta K < 6 \text{ MPa.m}^{1/2}$	$\Delta K < 9 \text{ MPa.m}^{1/2}$	$\Delta K > 10 \text{ MPa.m}^{1/2}$
2196-T851	$\Delta K < 6 \text{ MPa.m}^{1/2}$	$\Delta K < 9 \text{ MPa.m}^{1/2}$	$\Delta K > 10 \text{ MPa.m}^{1/2}$

Tableau 15 : Synthèse des observations micro fractographiques sur faciès de rupture des essais à $R=0.1$ à l'air ambiant pour les trois alliages.

II.1.1.3 Courbes effectives $da/dN-\Delta K_{eff}$

Sur la Figure 97 sont tracées, pour les trois alliages, les vitesses de propagation en fonction de l'amplitude de variation du facteur d'intensité de contrainte effectif, noté ΔK_{eff} , avec $\Delta K_{eff}=U\Delta K$. Ces courbes permettent d'analyser la résistance à la fissuration par fatigue des alliages après correction de l'écrêtement du facteur d'intensité de contrainte induit par le phénomène de fermeture de fissure.

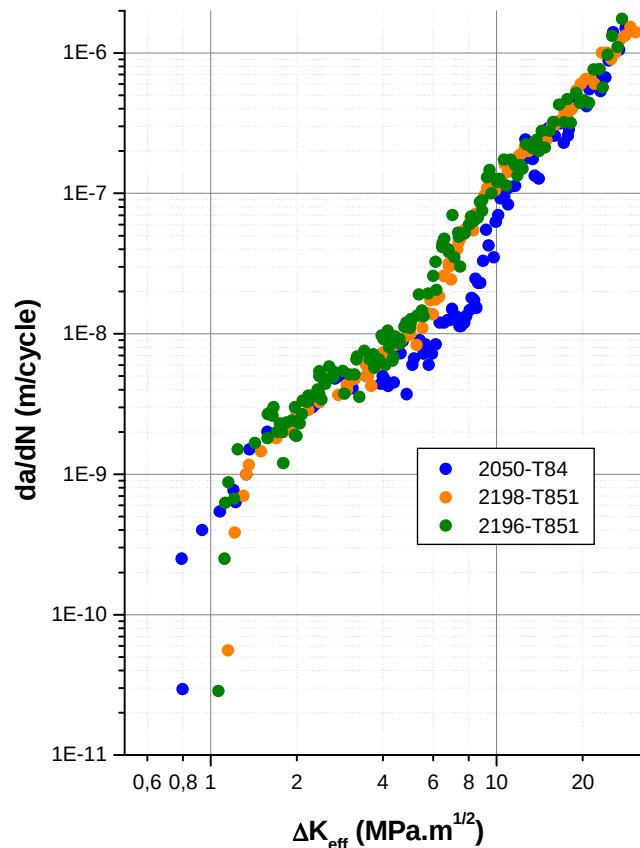


Figure 97 : Courbes $da/dN-\Delta K_{eff}$ à $R=0,1$ à l'air ambiant pour les trois alliages de l'étude.

On remarque sur la Figure 97 que l'alliage 2050-T84 montre toujours la meilleure résistance à la propagation de fissure, qui ne semble donc pas être due à une contribution plus importante du phénomène de fermeture de fissure, excepté dans le domaine du seuil. Par contre, les courbes des alliages 2198-T851 et 2196-T851 sont pratiquement confondues, ce qui montre que le meilleur comportement nominal du 2196-T851 par rapport au 2198-T851 (Figure 89) résulte d'une plus grande contribution de la fermeture. Le tracé de l'évolution du taux de fermeture (défini comme étant le rapport K_{op}/K_{max} , avec K_{op} facteur d'intensité de contraintes à l'ouverture) en fonction de ΔK , présenté en Figure 98, montre en effet une contribution de la fermeture plus élevée pour l'alliage 2196-T851 que pour le 2198-T851. L'alliage 2050-T84 présente, quant à lui, des taux de fermeture importants dans le domaine du seuil et intermédiaires en dehors de ce domaine.

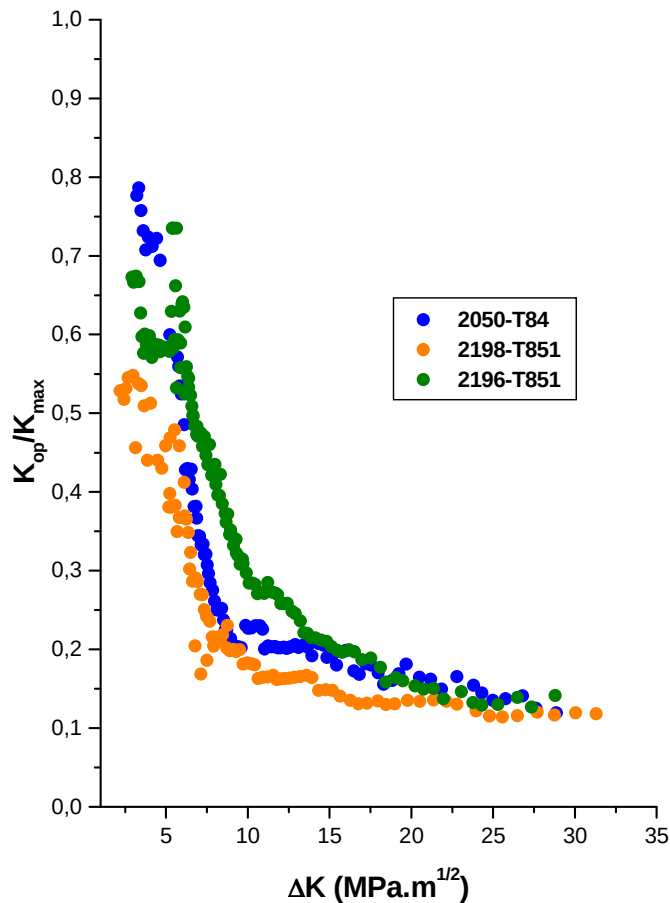


Figure 98 : Evolution du taux de fermeture de fissure en fonction de ΔK pour les alliages de l'étude, à $R=0,1$ à l'air ambiant.

Cette figure montre de plus que l'évolution du taux de fermeture en fonction de ΔK n'est pas du tout linéaire. On peut distinguer deux domaines ; le premier qui s'étend du seuil à une valeur de ΔK avoisinant $10 \text{ MPa.m}^{1/2}$, où le taux de fermeture diminue de manière rapide à mesure où la valeur de ΔK augmente, et le second domaine, de $10 \text{ MPa.m}^{1/2}$ jusqu'à la fin de propagation, où le taux de fermeture diminue de manière beaucoup plus modérée au fur et à mesure de l'augmentation de la valeur de ΔK . Le Tableau 16 récapitule les valeurs seuils nominales et effectives pour les trois alliages.

Alliage	ΔK_{seuil} ($\text{MPa.m}^{1/2}$)	$\Delta K_{\text{seuil, eff}}$ ($\text{MPa.m}^{1/2}$)
2050-T84	3,2	0,8
2198-T851	2,2	1,1
2196-T851	2,9	1,2

Tableau 16 : Valeurs seuils nominales et effectives des alliages de l'étude à $R=0,1$ à l'air ambiant.

II.1.2. Vide secondaire

Afin d'étudier la sensibilité à l'environnement des trois alliages d'aluminium au lithium, des essais de fissuration sous vide secondaire ont été effectués, à $R=0.1$. Les résultats obtenus sont présentés ci-dessous.

II.1.2.1 Courbes nominales $da/dN-\Delta K$

La Figure 99 illustre les données $da/dN-\Delta K$ obtenues pour les essais sous vide secondaire. On remarque que pour des valeurs de ΔK supérieures à environ $11 \text{ MPa.m}^{1/2}$, il y a peu de différence entre les alliages en terme de vitesse de fissuration. Pour des amplitudes de variation du facteur d'intensité de contrainte plus faibles, les points expérimentaux sont assez dispersés ; l'hypothétique meilleure résistance à la fissuration d'un alliage par rapport aux autres est délicate à identifier. Les données font par contre apparaître une hystérésis, à savoir des cinétiques de fissuration lors de la descente vers le seuil (matérialisée sur la Figure 99b) par des flèches orientées vers le bas) différentes de celles observées lors de la remontée à partir du seuil (flèches orientées vers le haut). Cette tendance apparaît plus marquée sur l'alliage 2198-T851.

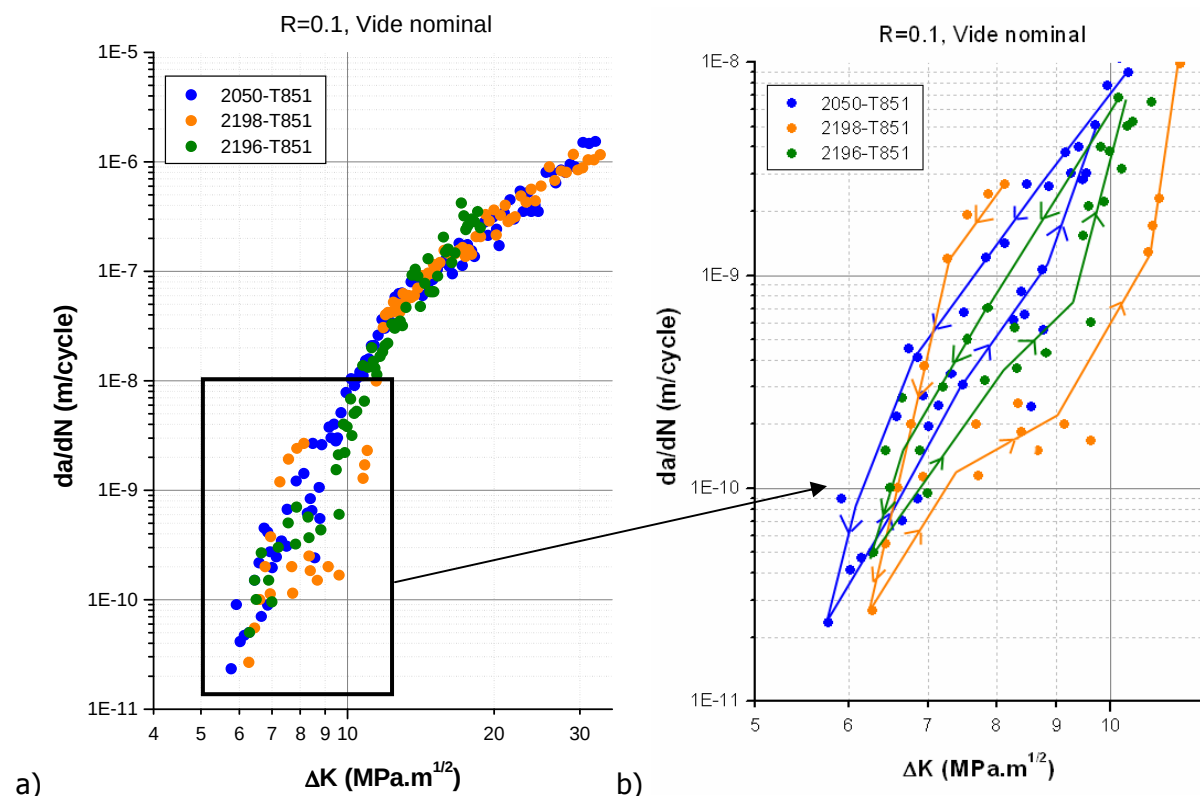


Figure 99 : a) Courbes $da/dN-\Delta K$ nominales à $R=0.1$ sous vide secondaire pour les trois alliages de l'étude, b) zoom montrant l'hystérésis

II.1.2.2 Observations fractographiques des surfaces de rupture sous vide

Les chemins de fissuration obtenus sont présentés en Figure 100. On note que les déviations obtenues sous vide sont bien plus importantes qu'à l'air, spécialement pour l'alliage 2196-T851, comme le montre le Tableau 16 dans lequel sont consignées les valeurs d'angles de déviation.

	2050-T84	2198-T851	2196-T851
Angle de déviation	63°	45°	Partie 1 : 67° Partie 2 : 45° Partie 3 : 55°

Tableau 17 : Valeurs d'angles de déviation pour les essais sous vide secondaire à R=0.1

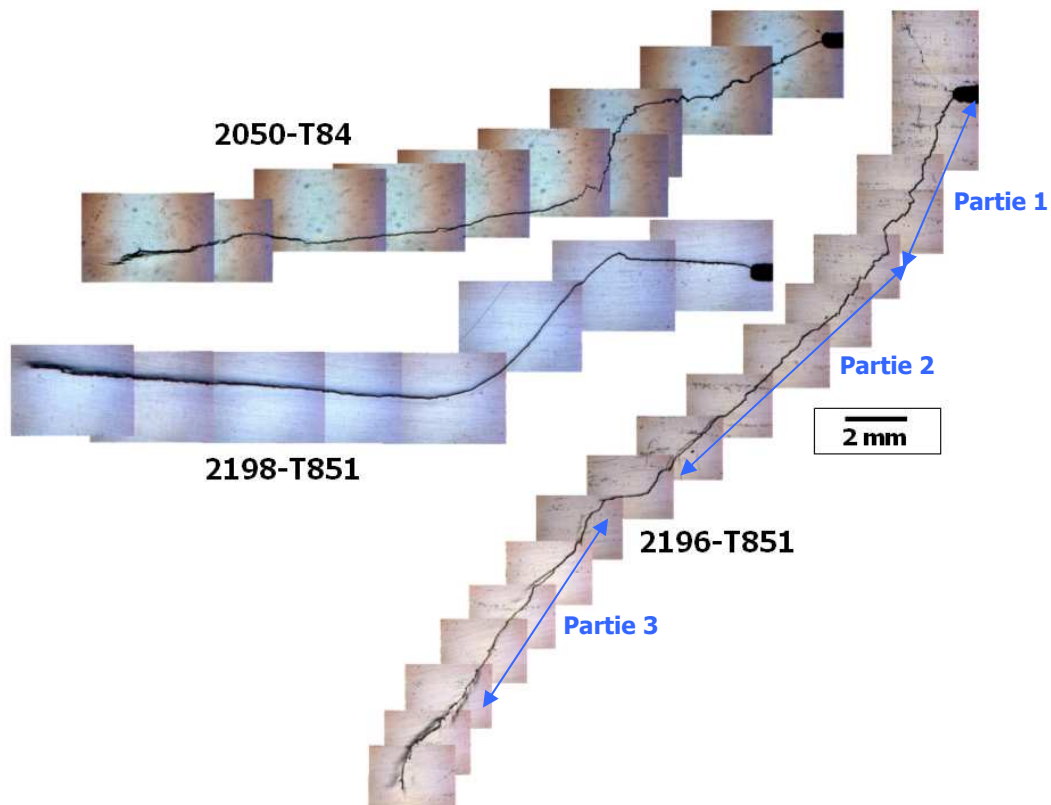


Figure 100 : Chemins de fissuration obtenus sous vide secondaire à R=0.1 avec les trois alliages.

Une observation des faciès de rupture au MEB a été effectuée. On peut identifier le scénario suivant :

- lors de la phase de descente vers le seuil, les faciès du 2050-T84 et du 2198-T851 présentent des « marches », comme l'illustre la Figure 101 ;

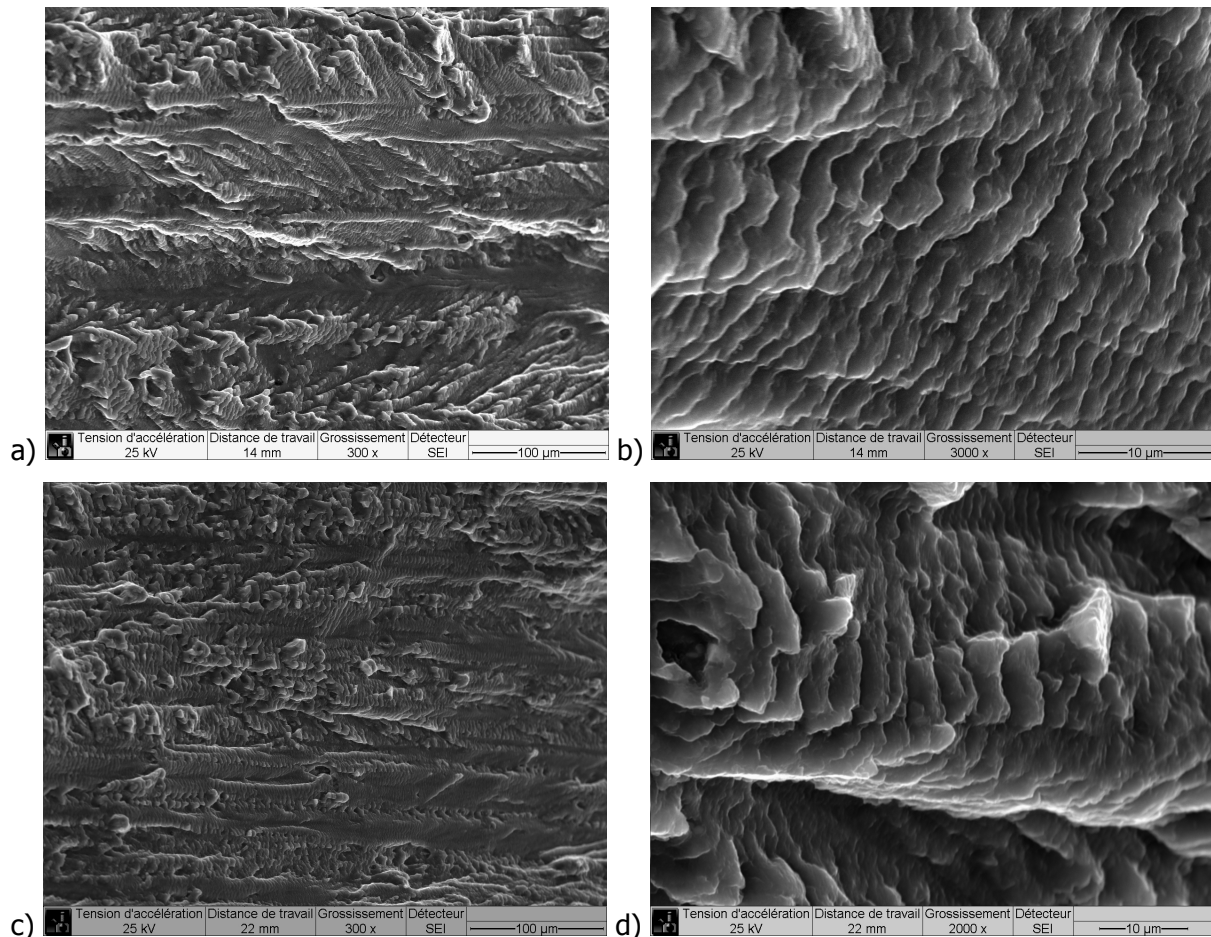


Figure 101 : Images MEB montrant un faciès "à marches" à ΔK décroissant de $8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ sur 2050-T84 a) x300, b) x3000, et 2198-T851 c) x300 et d) x2000.

- l'alliage 2196-T851 présente un faciès très cristallographique dès le début de la propagation. Les deux autres alliages montrent également ce type de faciès, illustré par la Figure 102, à l'approche du seuil de fissuration. Dans les trois cas cette propagation cristallographique correspond à la partie la plus déviée du chemin de fissuration.

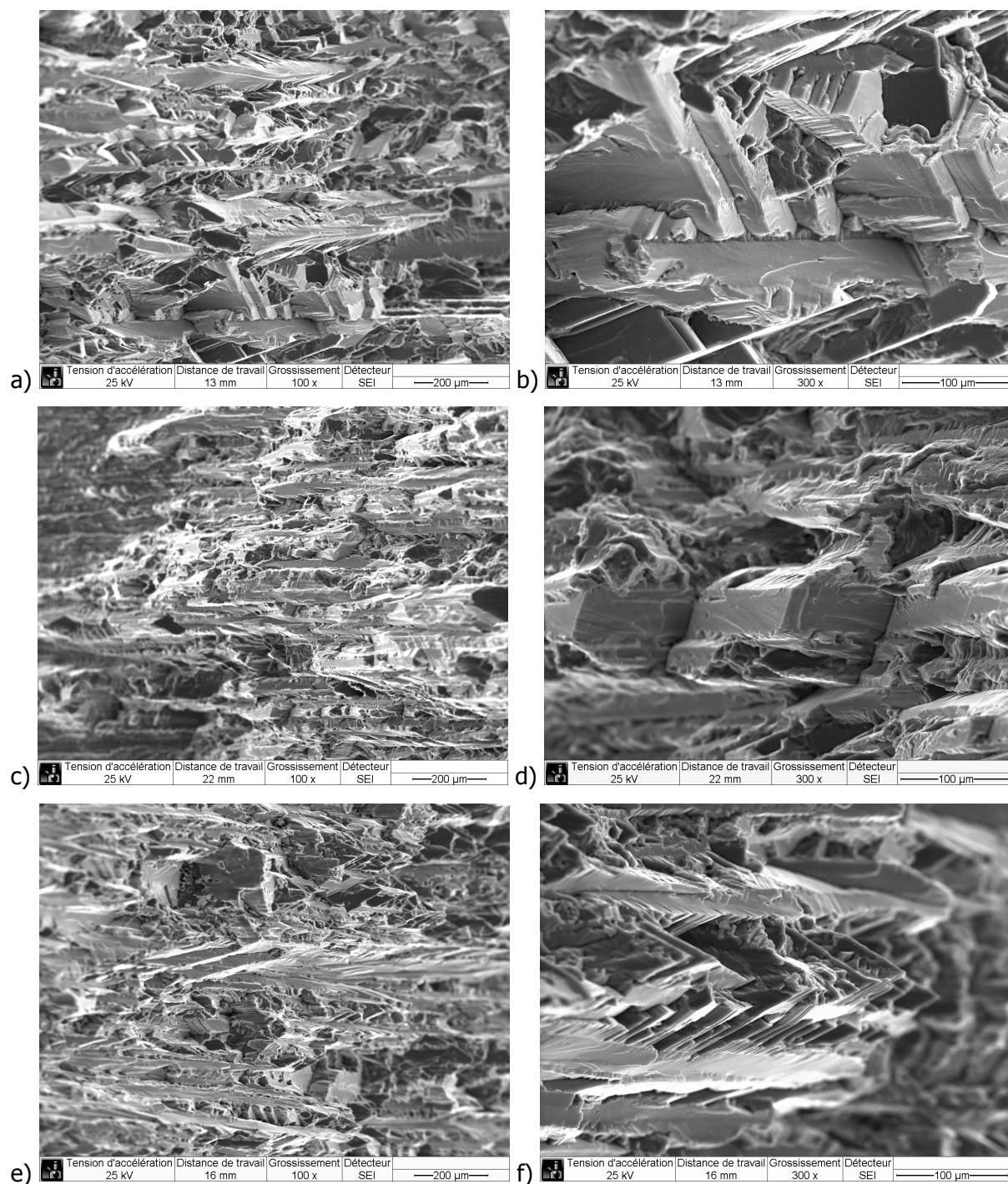


Figure 102 : Images MEB des faciès de rupture sous vide à $R=0.1$ en vue globale et à plus fort grandissement, montrant la propagation cristallographique.

a) et b) 2050-T84, c) et d) 2198-T851, e) et f) 2196-T851.

- Au début de la remontée, le mode cristallographique est conservé pour les trois alliages, associé à une hystérésis. Puis le faciès « à marches » réapparaît rapidement, avant de laisser place, de manière très progressive, à un faciès ductile, très proche de celui obtenu à l'air pour les fortes valeurs de ΔK , tel qu'illustré par la Figure 103.

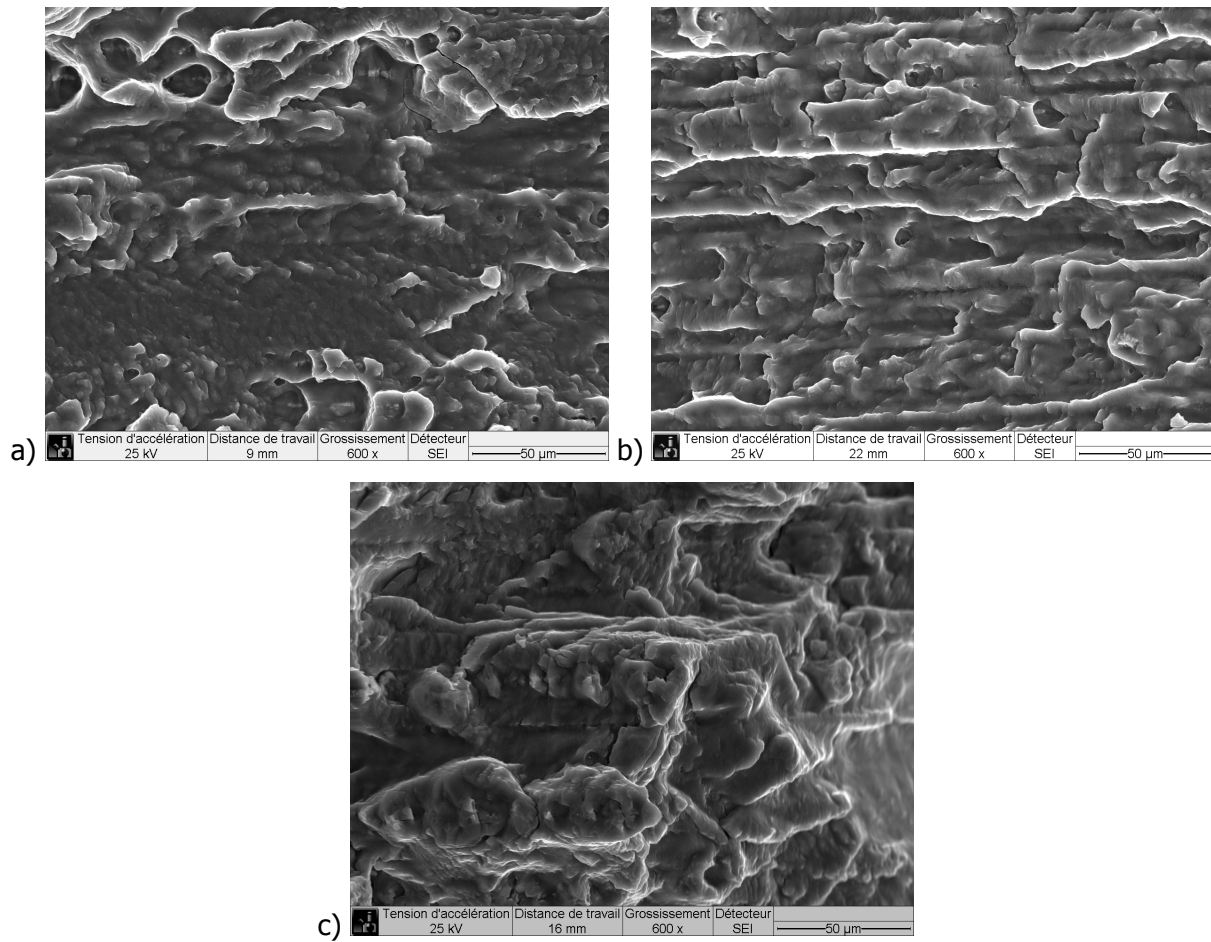


Figure 103 : Images MEB à $\Delta K=15 \text{ MPa.m}^{1/2}$. a) 2050-T84, b) 2198-T851 et c) 2196-T851.

II.1.2.3 Comparaison avec les courbes nominales à l'air ambiant

La Figure 104 compare les diagrammes $da/dN-\Delta K$ obtenus à $R=0.1$ sous vide et à l'air sur les trois alliages.

Quel que soit l'alliage considéré, les vitesses de fissuration à un ΔK donné obtenues à l'air ambiant sont supérieures à celles obtenues sous vide, parfois de plus de deux ordres de grandeur. Ces différences ont tendance à s'estomper au fur et à mesure que la valeur de ΔK augmente. On note également une diminution notable des valeurs seuil à l'air ambiant en comparaison de celles obtenues sous vide, qui s'avère proche d'un facteur moyen de l'ordre de deux, comme le montre le Tableau 18.

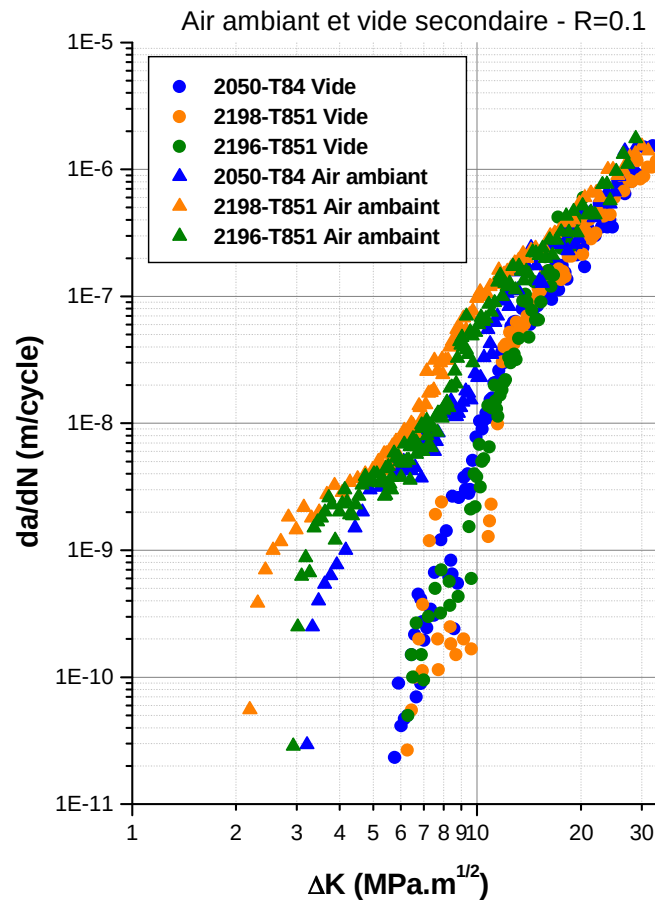


Figure 104 : Comparaison des courbes de fissuration à l'air ambiant et sous vide secondaire à R=0.1 pour les trois alliages.

Alliage	$\Delta K_{\text{seuil, vide}}$ ($\text{MPa.m}^{1/2}$)	$\Delta K_{\text{seuil, air ambiant}}$ ($\text{MPa.m}^{1/2}$)	$\Delta K_{\text{seuil, vide}} / \Delta K_{\text{seuil air ambiant}}$
2050-T84	5,8	3,2	1.8
2198-T851	6,3	2,2	2.9
2196-T851	6,3	2,9	2.2

Tableau 18 : Valeurs de seuils nominaux à l'air ambiant et sous vide secondaire pour les trois alliages de l'étude.

La comparaison des données nominales entre l'air ambiant et le vide ne nous permet cependant pas à elle seule de juger de l'effet spécifique de l'environnement sur les mécanismes de propagation, ces données incluant la contribution de la fermeture de fissure qui peut dépendre également de l'environnement. Ces observations seront compétées plus loin.

II.1.2.4 Courbes effectives $da/dN-\Delta K_{eff}$

La correction de fermeture sur les données obtenues sous vide permet d'accéder au comportement après correction de la fermeture et en l'absence d'effet d'environnement. Ces données seront qualifiées caractéristiques du comportement intrinsèque, et sont présentées en Figure 105.

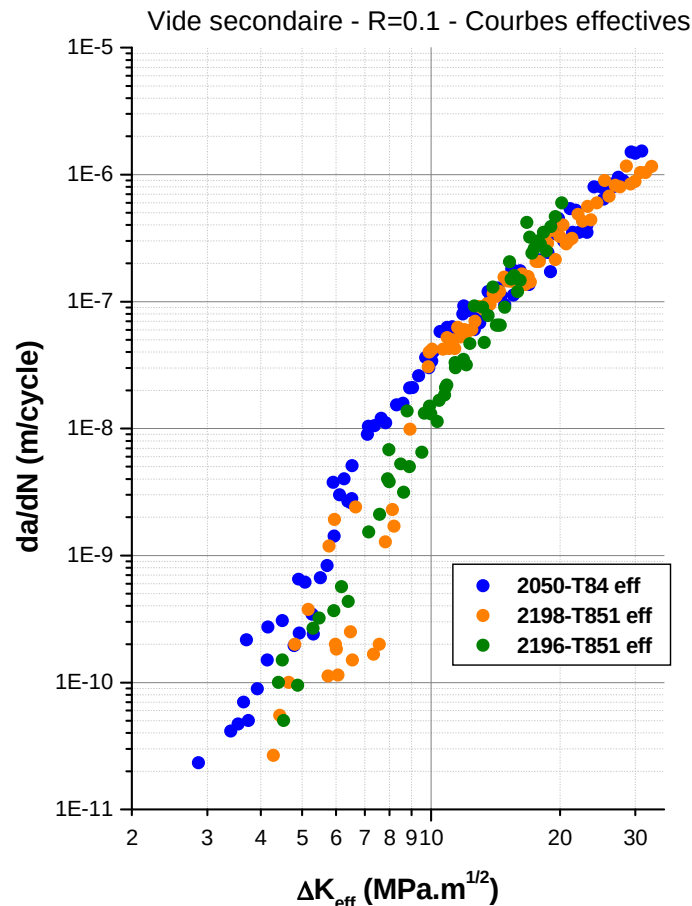


Figure 105 : Courbes $da/dN-\Delta K_{eff}$ sous vide secondaire à R=0.1 pour les trois alliages.

Tout comme à l'air ambiant, les courbes sont assez similaires pour les plus fortes valeurs de ΔK_{eff} . Cependant, pour des valeurs de ΔK_{eff} plus faibles, on remarque que les résultats sont plus contrastés. En effet, s'il n'était pas évident de montrer sur les courbes nominales une meilleure résistance à la fissuration d'un alliage en particulier, les courbes effectives mettent en évidence la supériorité des alliages 2198-T851 et 2196-T851 sur le 2050-T84, ce dernier montrant des vitesses de propagation plus élevées et un seuil intrinsèque de fissuration plus bas que les deux autres alliages. On peut donc en déduire que la contribution de la fermeture sur l'alliage 2050-T84 est plus forte que sur les deux autres alliages. Cette observation est confirmée par la Figure 106, qui représente l'évolution du rapport K_{op}/K_{max} en fonction de ΔK pour les essais sous

vide secondaire. On y voit que le 2050-T84 présente des taux de fermeture nettement plus élevés, qui expliquent une résistance nominale à la propagation de fissure similaire à celle des deux autres alliages.

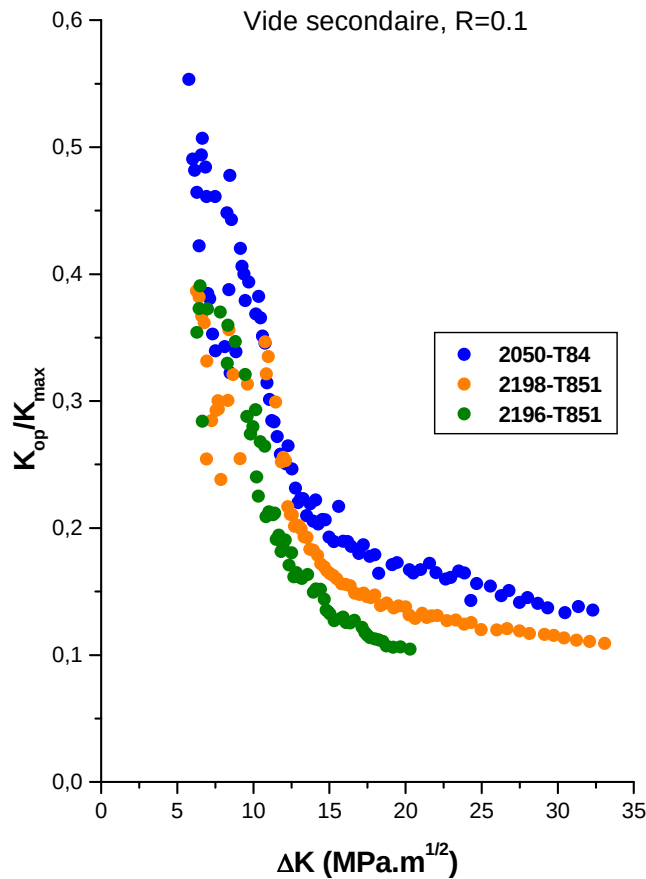


Figure 106 : Evolution du taux de fermeture dans les trois alliages sous vide secondaire à R=0.1.

On note par ailleurs sur la Figure 106 une forte dispersion des valeurs de fermeture pour les faibles valeurs de ΔK , qui a deux origines distinctes. La première est que pour les faibles valeurs de ΔK , la propagation est majoritairement cristallographique, induisant des niveaux de fermeture hétérogènes selon la configuration du front de fissure à travers la géométrie des facettes et des aspérités de surface. La seconde origine de cette dispersion est l'effet d'histoire du chargement : pour une même valeur de ΔK , si l'on se trouve sur le trajet de descente vers le seuil et que la propagation n'est pas cristallographique, le niveau de fermeture est plus faible que pour cette même valeur lorsque l'on se trouve sur le trajet de remontée après le seuil, où la propagation est cristallographique et où le niveau de fermeture est plus élevé.

II.1.2.5 Comparaison avec les courbes effectives à l'air ambiant

La Figure 107 montre les données corrigées de la fermeture à l'air ambiant (propagation effective) et sous vide secondaire (propagation intrinsèque) pour les trois alliages.

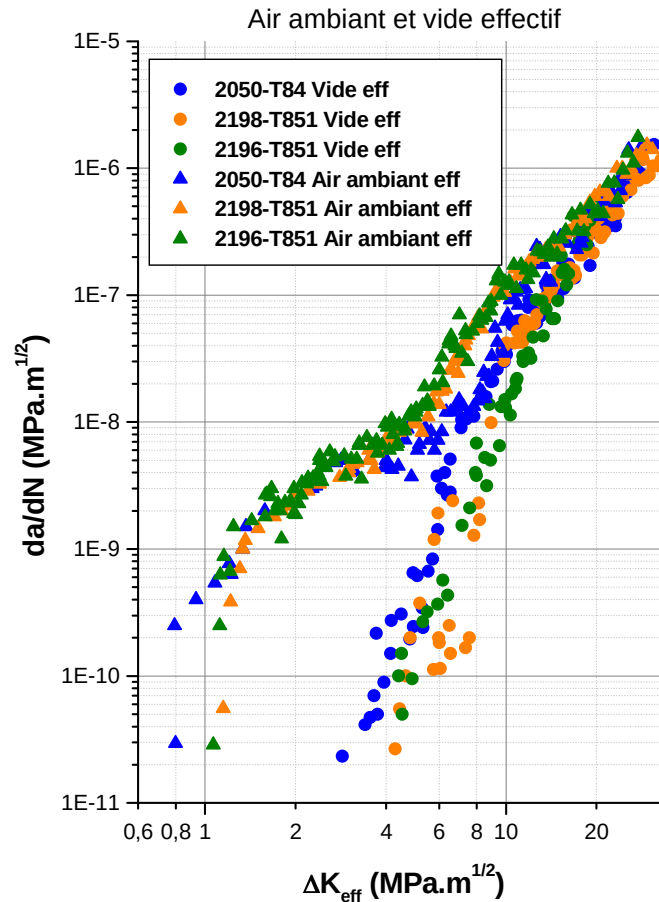


Figure 107 : Courbes de fissuration effectives à l'air ambiant et sous vide secondaire à R=0.1 pour les trois alliages.

Ces résultats mettent en évidence un fort effet d'environnement à l'air ambiant, particulièrement marqué en dessous de 10^{-8} m/cycle, qui se traduit par des vitesses de fissuration plus élevées à l'air que sous vide dans les trois alliages et des valeurs effectives de seuil beaucoup plus faibles. On remarque que pour les valeurs élevées de ΔK , les courbes effectives à l'air ambiant rejoignent les courbes sous vide, traduisant une disparition progressive de l'effet de l'environnement à mesure où ΔK (et donc la vitesse) augmente.

II.2 Essais à R=0.7

Des essais à R=0.7 ont également été conduits sur les trois alliages de l'étude. Cette partie sera consacrée aux résultats expérimentaux correspondants obtenus.

II.2.1. Courbes nominales $da/dN-\Delta K$

La Figure 108 montre les courbes de fissuration $da/dN-\Delta K$ obtenues pour les trois alliages à $R=0.7$ à l'air ambiant.

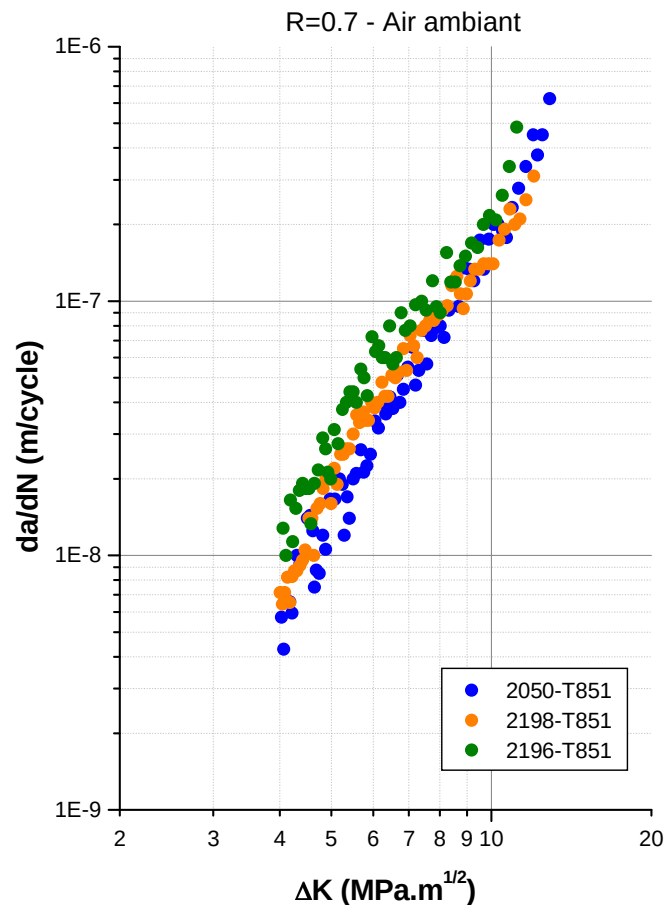


Figure 108 : Courbes nominales $da/dN-\Delta K$ obtenues à $R=0.7$ à l'air ambiant

On remarque que le comportement des trois alliages est globalement similaire, même si l'alliage 2050-T84 semble présenter des vitesses de fissuration légèrement plus faibles. Pour une amplitude de $\Delta K > 10 \text{ MPa.m}^{1/2}$, l'accélération des vitesses témoigne d'un effet probable du $K_{\max}$. En effet, à $\Delta K=10 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et pour $R=0.7$, on atteint une valeur de $K_{\max}$ de $33.33 \text{ MPa.m}^{1/2}$, proche de la valeur de K_{IC} . Des mécanismes d'endommagement statiques sont alors susceptibles d'intervenir, s'additionnant aux mécanismes d'endommagement cycliques. Il est à noter qu'aucune fermeture de fissure n'a été détectée dans le domaine de ΔK exploré.

II.2.2. Observations micro fractographiques

Les chemins de fissuration obtenus à $R=0.7$ sont présentés en Figure 109. Les trois alliages présentent à nouveau une propagation déviée sur une majeure partie du chemin de fissuration.

Les valeurs d'angles de déviation sont consignées dans le Tableau 19. On remarquera que ces valeurs sont très proches de celles obtenues à $R=0.1$ à l'air ambiant.

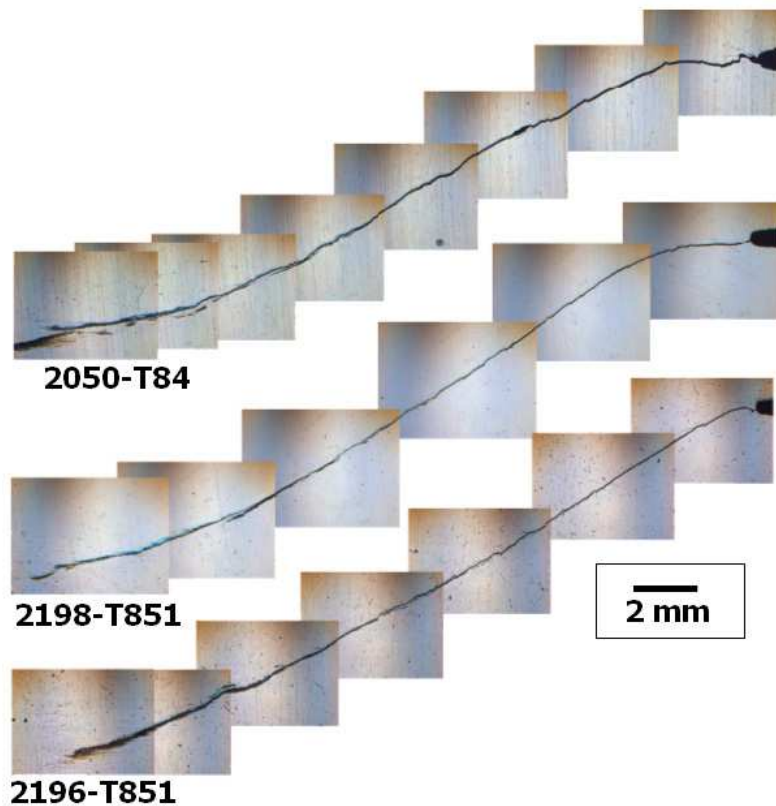


Figure 109 : Chemins de fissuration obtenus pour les essais à $R=0.7$ à l'air ambiant.

	2050-T84	2198-T851	2196-T851
Angle de déviation	28°	32°	30°

Tableau 19 : Valeurs d'angles de déviation pour les essais à l'air ambiant à $R=0.7$.

Les essais ont été conduits de la manière suivante :

- amorçage à $R=0.1$, $K_{\max}=10 \text{ MPa.m}^{1/2}$, d'où $\Delta K=9 \text{ MPa.m}^{1/2}$;
- propagation à $K_{\max}$ constant et à R croissant jusqu'à obtention de $R=0.7$;
- suite de l'essai à $R=0.7$.

Cette procédure présente l'avantage de limiter la valeur de $K_{\max}$ en début d'essai. En effet, l'amorçage à $\Delta K=9 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $R=0.7$ correspondrait à une valeur de $K_{\max}$ très élevée ($30 \text{ MPa.m}^{1/2}$), et induirait un fort effet d'entaille susceptible d'affecter le comportement global de l'éprouvette notamment lors des mesures de vitesse à charge décroissante. La partie non déviée

de la fissure en début de propagation correspond aux deux premières étapes à $R=0.1$ et R variable, qui ne sont donc pas exploitables pour identifier les mécanismes intervenant à $R=0.7$.

Les observations en microscopie électronique à balayage sur les éprouvettes testées à $R=0.7$ sont illustrées ci-après. On note les éléments suivants :

- aux faibles valeurs de ΔK , les alliages 2198-T851 et 2196-T851 présentent des motifs « à chevrons », comme l'illustre la Figure 110. L'alliage 2050-T84 présente une surface facettée à $\Delta K=4 \text{ MPa.m}^{1/2}$, qui disparaît dès $\Delta K=5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ pour laisser place à des motifs à chevrons (Figure 111).

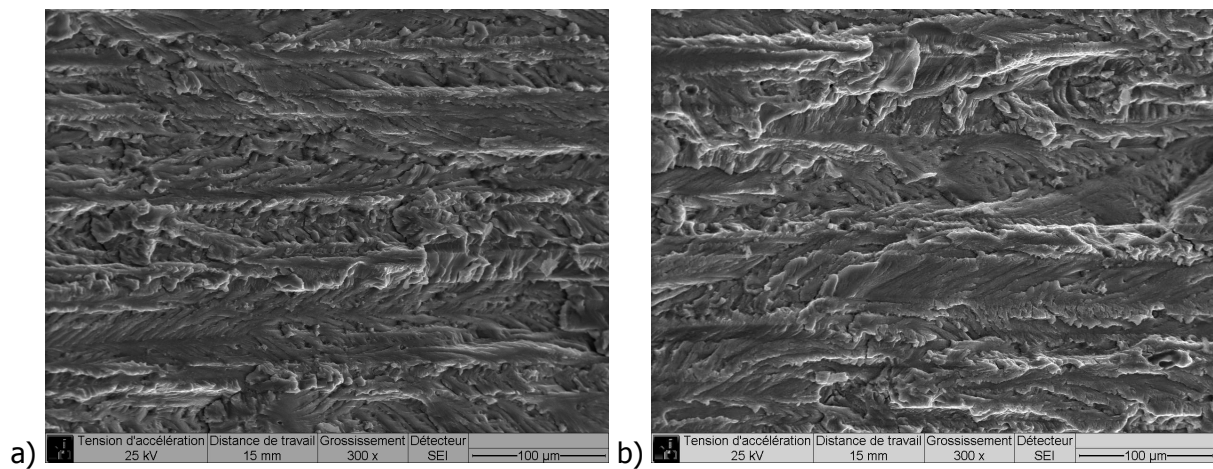


Figure 110 : Faciès de rupture à $\Delta K=4 \text{ MPa.m}^{1/2}$ montrant les motifs à chevrons pour a) l'alliage 2198-T851 et b) l'alliage 2196-T851.

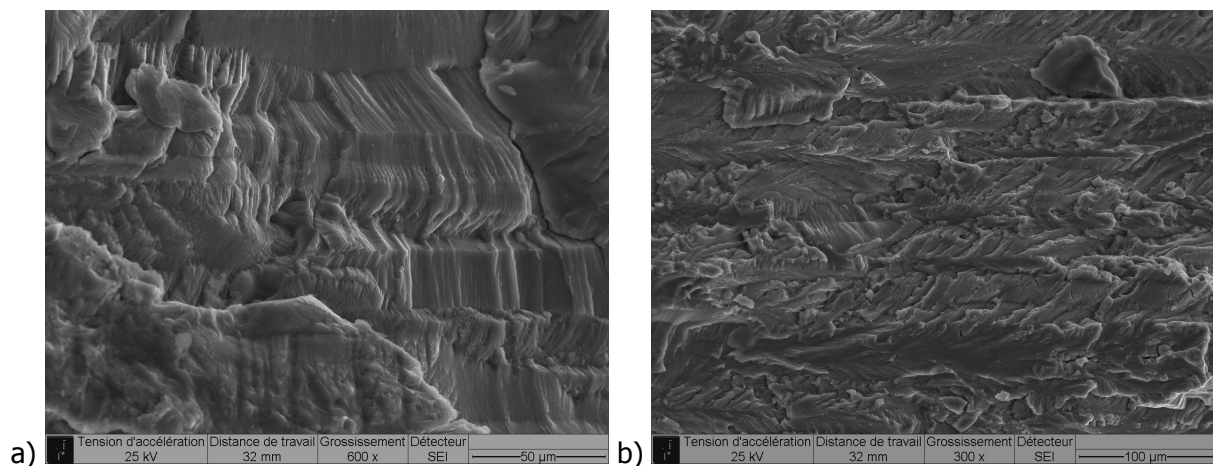


Figure 111 : Faciès de rupture du 2050-T84 à $R=0.7$. a) $\Delta K=4 \text{ MPa.m}^{1/2}$ montrant le caractère facetté du faciès, b) $\Delta K=5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ montrant les motifs à chevrons.

- pour les trois alliages, au fur et à mesure de l'augmentation de la valeur de ΔK , les chevrons disparaissent pour laisser place à un faciès ductile (Figure 112), présentant des cavités contenant des précipités intermétalliques (Figure 113), suggérant ainsi la présence d'une composante statique de l'endommagement et/ou un mécanisme de contournement.

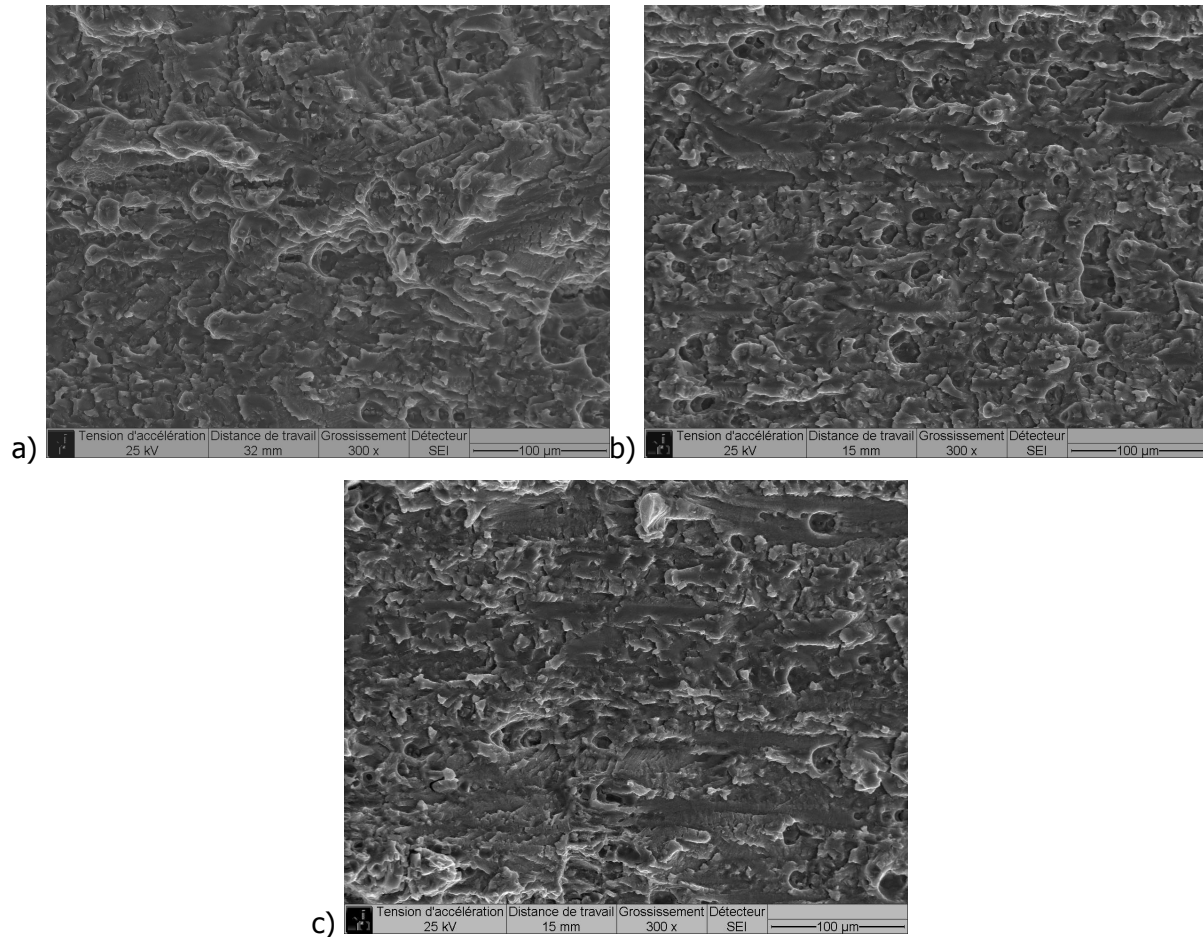


Figure 112 : Faciès de rupture à $R=0.7$, $\Delta K=8\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ pour
a) 2050-T84, b) 2198-T851 et c) 2196-T851.

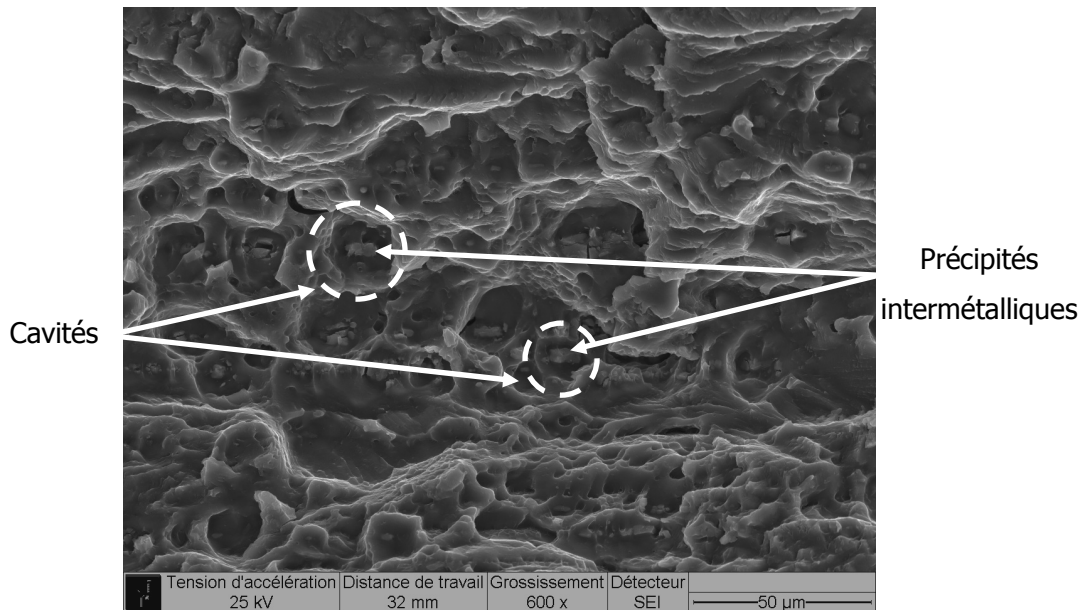


Figure 113 : Exemple de cavités contenant des précipités intermétalliques à $\Delta K=10 \text{ MPa}^{1/2}$ sur le faciès de l'alliage 2050-T84 à $R=0.7$.

II.2.3. Comparaison des courbes à l'air ambiant à $R=0.7$ aux courbes effectives à $R=0.1$

La Figure 114 compare les courbes obtenues à $R=0.7$ et à $R=0.1$ corrigées de la fermeture de fissure.

On remarque que le rapport de charge $R=0.7$ conduit à des vitesses de fissuration nettement plus élevées qu'à $R=0.1$, ce phénomène étant beaucoup plus prononcé sur l'alliage 2050-T84. En l'absence de détection de fermeture de fissure à $R=0.7$, des courbes $da/dN-\Delta K$ identiques à $R=0.7$ et à $R=0.1$ corrigées de la fermeture pourraient être attendues dès lors que l'on considérerait que l'effet du rapport R s'expliquerait par la contribution de la fermeture. Ce n'est pas le cas ici, notamment pour l'alliage 2050-T84. Ces résultats seront discutés dans le Chapitre IV, en considérant des effets liés à l'environnement et à un processus de rupture ductile lié à des $K_{\max}$ élevés.

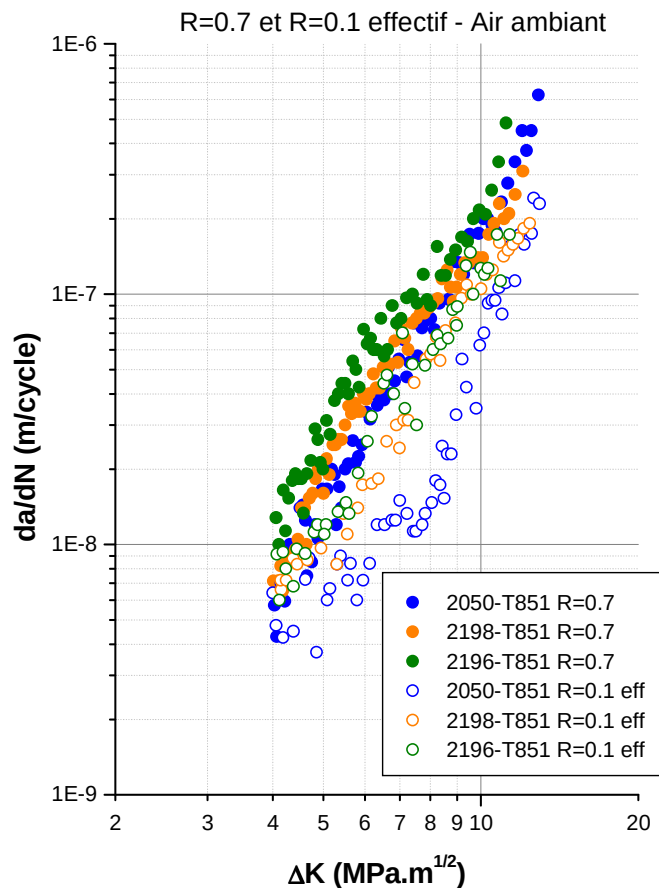


Figure 114 : Comparaison des courbes de fissuration à R=0.7 et R=0.1 corrigées de la fermeture à l'air ambiant.

III. Essais de surcharges répétées

Les essais à surcharges répétées visent d'une part à estimer l'effet retard induit par l'application de surcharges, et d'autre part à fournir des essais de référence pour la calibration du modèle PREFFAS utilisé dans l'industrie aéronautique. Ce modèle sera présenté plus loin.

Dans notre étude, la surcharge appliquée correspond à un taux de 70% ; le facteur d'intensité de contrainte appliqué lors de la surcharge K_{surch} étant défini comme suit :

$$K_{\text{surch}} = 1.7 K_{\text{max}}$$

La surcharge ayant été appliquée tous les 1000 cycles, cet essai sera noté : essai à $R=0.1+1.7/1000$.

III.1 Courbes nominales $da/dN-\Delta K$

Les courbes $da/dN-\Delta K$ obtenues à l'air ambiant sont présentées en Figure 115.

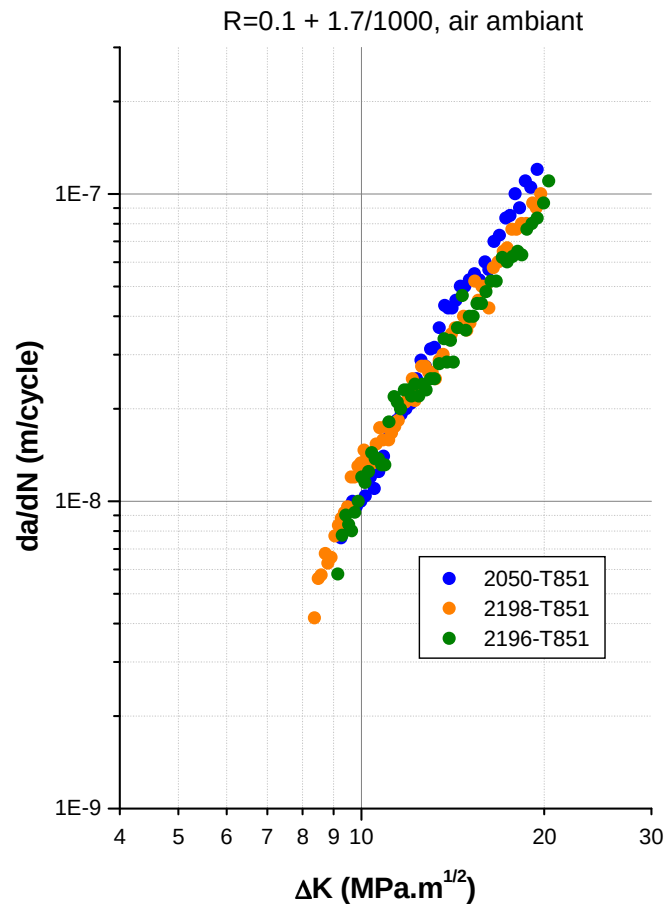


Figure 115 : Courbes de fissuration nominales obtenues pour les essais à $R=0.1+1.7/1000$ à l'air ambiant.

On notera que le domaine de ΔK exploré est relativement restreint (de 8 à 20 MPa.m^{1/2}), pour les raisons suivantes :

- le domaine proche du seuil n'a pas été investigué car l'acquisition des données $da/dN-\Delta K$ correspondantes est à la fois très coûteuse en temps (d'autant plus quand la propagation est ralentie par l'application de surcharges), et non nécessaire pour la calibration du modèle PREFFAS ;
- le domaine des forts ΔK n'est pas accessible lors de l'application de surcharges. En effet, par exemple, à $R=0.1+1.7/1000$, pour $\Delta K=20$ MPa.m^{1/2}, $K_{surch}=34$ MPa.m^{1/2}. Cette valeur est proche de celle de la ténacité K_{IC} des alliages, et il était souhaité de ne pas rompre les éprouvettes avant d'avoir pu imager le chemin de propagation.

La Figure 115 nous montre que les trois alliages présentent un comportement similaire lors de l'application de surcharges répétées, comme en témoignent les courbes da/dN - ΔK nominales quasiment confondues. La comparaison de ces essais à ceux réalisés à l'air ambiant à $R=0.1$ est présentée dans la Figure 116.

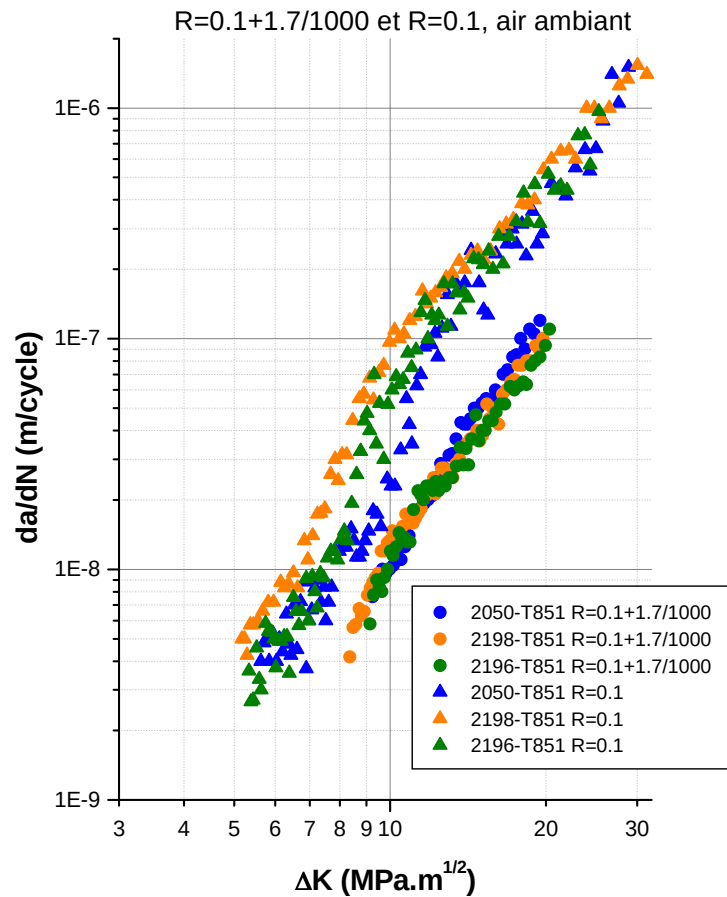


Figure 116 : Comparaison des courbes da/dN - ΔK pour les essais à $R=0.1+1.7/1000$ et $R=0.1$ à l'air ambiant.

Sur les trois alliages on observe un ralentissement conséquent de la propagation après surcharges répétées. On note un effet retard plus prononcé sur l'alliage 2198-T851, avec des vitesses de propagation 10 fois inférieures pour une amplitude de $\Delta K=10 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Le 2050-T84 s'avère le moins sensible à l'application des surcharges répétées.

III.2 Observations micro fractographiques

Les chemins de fissuration obtenus lors des essais à surcharges répétées sont présentés en Figure 117.

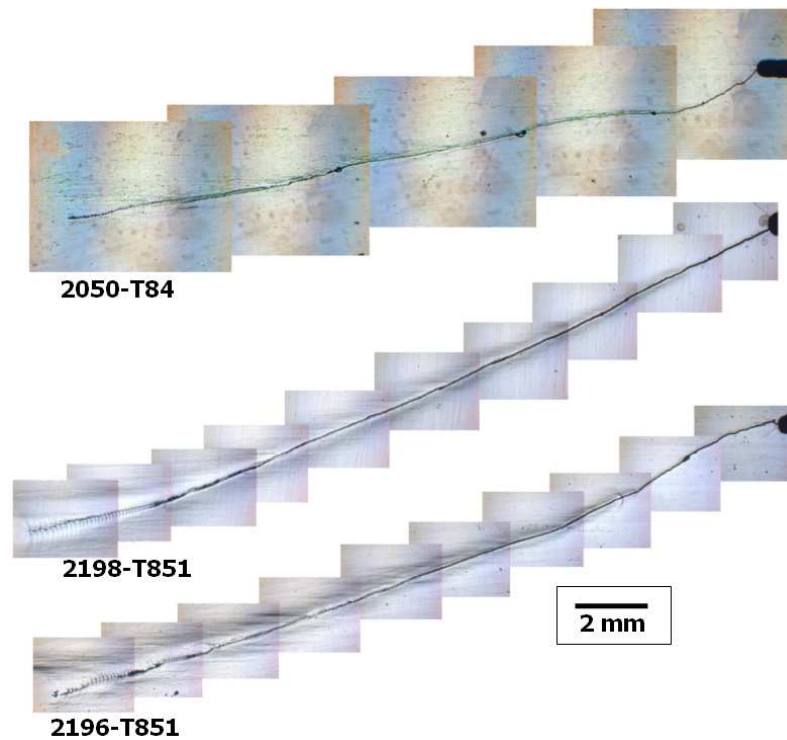


Figure 117 : Chemins de fissuration obtenus pour les essais à surcharges répétées à l'air ambiant pour les trois alliages de l'étude.

On note ici également un chemin de propagation dévié. Les angles moyens de déviation sont présentés dans le Tableau 20, et apparaissent moins élevés en comparaison des essais à l'air à $R=0.1$ et $R=0.7$.

	2050-T84	2198-T851	2196-T851
Angle de déviation	11°	24°	19°

Tableau 20 : Valeurs d'angles de déviation pour les essais de surcharges répétées à l'air ambiant.

Les observations en microscopie électronique à balayage des faciès de rupture associés montrent les éléments suivants :

- pour les trois alliages, sur toute la gamme de ΔK explorée, les faciès sont identiques et montrent un aspect mélangeant des motifs « à chevrons » et un aspect ductile, avec la présence de marquages réguliers, comme le montre la Figure 118;

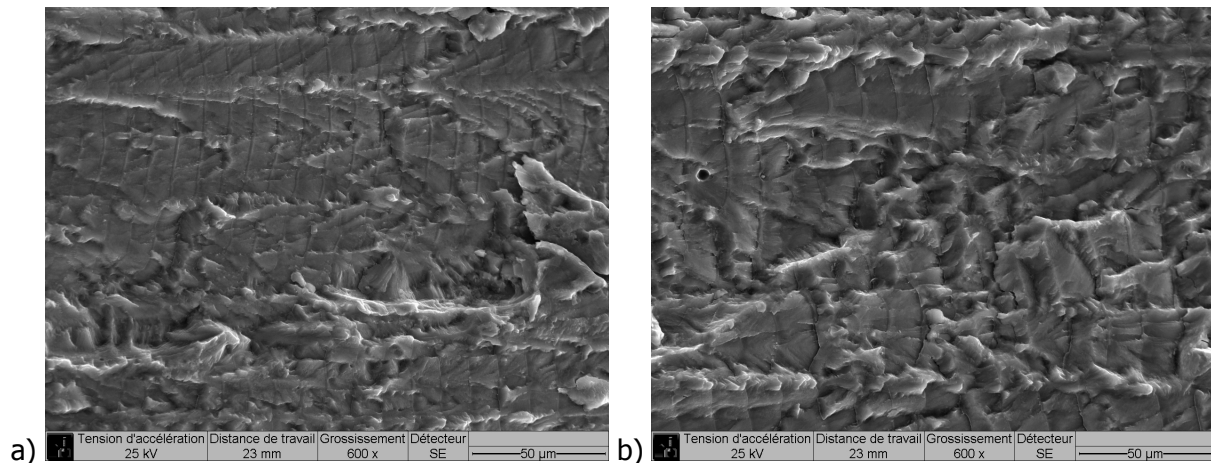


Figure 118 : Images MEB de faciès de rupture.

a) 2198-T851 à $\Delta K=9 \text{ MPa.m}^{1/2}$ b) 2196-T851 à $\Delta K=10 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

- les distances inter-marquages mesurées à divers endroits sur les faciès sont compatibles avec les incréments de longueur de fissure au cours des 1000 cycles entre surcharges ; chaque marquage correspond donc à une surcharge.

III.3 Mesures de fermeture

Il est possible que le taux de fermeture varie au cours d'un bloc élémentaire de 1000 cycles, du fait de la variation soudaine du chargement appliqué lors de la surcharge. Se pose la question, à propos de ces essais à surcharges répétées, du moment le plus opportun pour effectuer des mesures de fermeture : ou bien juste avant l'application de la surcharge, ou juste après ou bien encore au milieu du bloc élémentaire de 1000 cycles. Pour lever le doute sur ce point, une acquisition continue de la fermeture de fissure a été réalisée pour trois niveaux de ΔK différents, pendant 1000 cycles, lors de l'essai sur le 2050-T84, de manière à observer son évolution au cours d'un bloc élémentaire de chargement. Les résultats obtenus sont illustrés par la Figure 119.

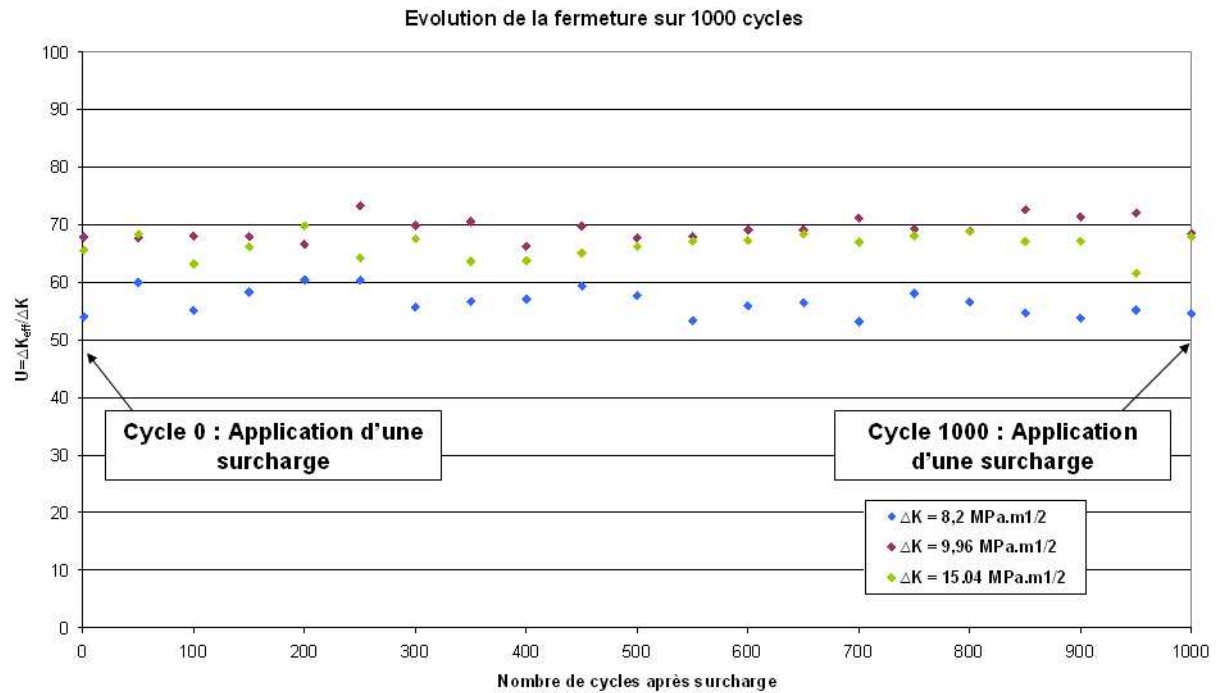


Figure 119 : Evolution de la fermeture de fissure au cours d'un bloc élémentaire de chargement de 1000 cycles.

Entre l'application de deux surcharges, le taux d'ouverture s'avère constant, à une dispersion expérimentale près. Pour expliquer ces résultats, les tailles de zones plastiques monotones induites par chaque surcharge ont été calculées analytiquement et comparées aux avancées de la fissure pendant 1000 cycles. Ce calcul a été effectué à l'aide de l'expression proposée par Rice [73]:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{surch}}{\sigma_y} \right)^2$$

Les résultats obtenus sont présentés dans le Tableau 21.

On conclue que l'avancée réalisée en 1000 cycles est toujours contenue dans la zone affectée par la surcharge, ce qui étaye le fait que la fermeture ne varie pratiquement pas entre l'application de deux surcharges. En cours d'essai, l'acquisition des signaux de fermeture a finalement été effectuée juste après la surcharge du dernier bloc élémentaire de 1000 cycles

Alliage	ΔK ($MPa.m^{1/2}$)	K_{surch} ($MPa.m^{1/2}$)	da/dN ($m/cycle$)	Avancée de fissure en 1000 cycles (μm)	Taille de zone plastique monotone induite par la surcharge (μm)
2050-T84	8.20	15.49	4.50E-9	4.50	152
	9.96	18.81	1.00E-8	10.00	225
	15.04	28.41	5.25E-8	52.50	513
2198-T851	8.37	15.81	4.16E-9	4.16	166
	9.99	18.87	1.33E-8	13.30	236
	15.10	28.52	3.80E-8	38.00	539
2196-T851	9.15	17.28	5.80E-9	5.80	157
	10.02	18.93	1.20E-8	12.00	188
	15.06	28.45	4.00E-8	40.00	426

Tableau 21 : Comparaison des tailles de zones plastiques monotones engendrées par l'application d'une surcharge à différents ΔK et de l'avancée de fissure en 1000 cycles.

III.4 Courbes effectives da/dN - ΔK_{eff}

La Figure 120 présente les courbes effectives obtenues pour les essais à surcharges répétées, en comparaison des courbes nominales. Si les courbes nominales ne montrent aucune différence de comportement entre les alliages, les courbes effectives mènent à un constat plus nuancé, laissant apparaître un meilleur comportement de l'alliage 2198-T851, qui présente des vitesses légèrement plus faibles pour un ΔK_{eff} donné. L'alliage 2196-T851 montre quant à lui les vitesses de fissuration les plus élevées.

Le tracé de la variation du taux de fermeture (K_{op}/K_{max} avec K_{op} le facteur d'intensité de contrainte à l'ouverture) en fonction du ΔK pour les trois alliages, présenté en Figure 121, nous montre que la contribution de la fermeture est plus grande sur l'alliage 2196-T851. Cela explique le fait que malgré un moins bon comportement effectif, son comportement nominal soit comparable aux deux autres alliages. Le même phénomène est visible sur l'alliage 2050-T84, mais dans une moindre mesure.

Par ailleurs, la contribution de la fermeture traduite par ce rapport s'avère sensiblement constante pour des valeurs de ΔK supérieures à $11 MPa.m^{1/2}$.

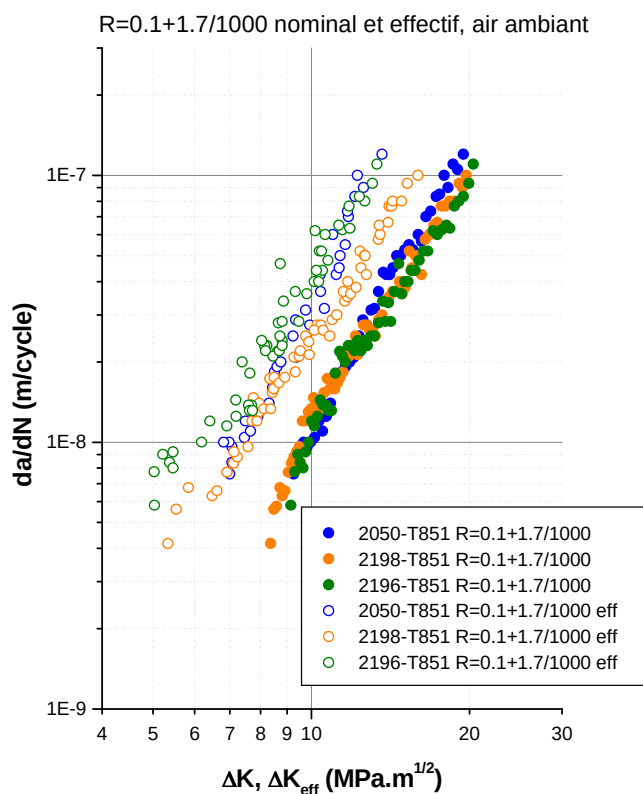


Figure 120 : Comparaison des courbes da/dN - ΔK nominales et effectives pour les essais à $R=0.1+1.7/1000$ à l'air ambiant.

Evolution du taux de fermeture - Essais à $R=0.1+1.7/1000$

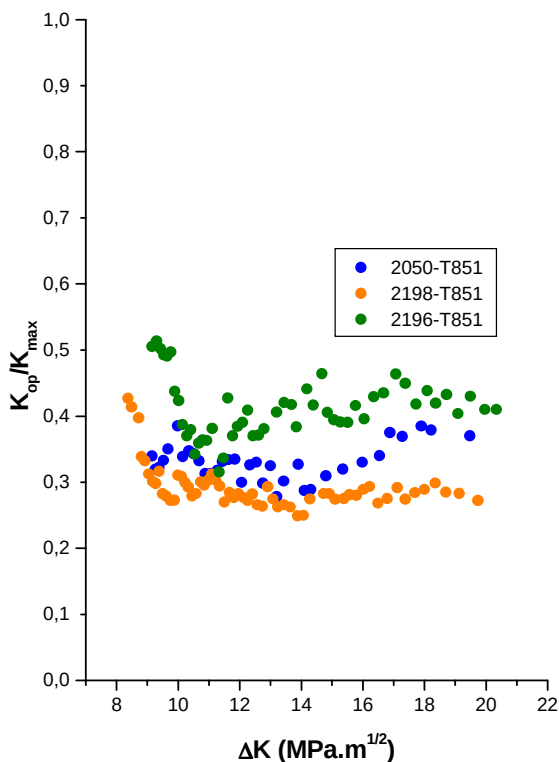


Figure 121 : Evolution du taux de fermeture en fonction de ΔK pour les essais à surcharges répétées.

III.5 Comparaison avec les courbes effectives à $R=0.1$

Afin d'appréhender les mécanismes intervenant lors des essais à surcharges répétées, la comparaison des courbes effectives obtenues lors de ces essais à celles des essais à amplitude constante à $R=0.1$ est présentée en Figure 122.

Pour les alliages 2198-T851 et 2196-T851, les courbes effectives pour les essais à surcharges répétées s'avèrent nettement différentes de celles obtenues à amplitude constante. L'effet de surcharge n'est donc pas rationalisé par la prise en compte du seul effet mécanique de la fermeture, même si cet effet s'avère nettement plus important après surcharges (Figure 123) que sous chargement constant.

Pour l'alliage 2050-T84, les courbes effectives sous chargement constant et avec surcharges répétées sont comparables dans l'intervalle d'amplitude de ΔK allant de 5 à 10 MPa.m^{1/2}. Pour les plus faibles et les plus fortes amplitudes de ΔK , la propagation effective sous chargement constant est plus rapide qu'avec surcharges répétées.

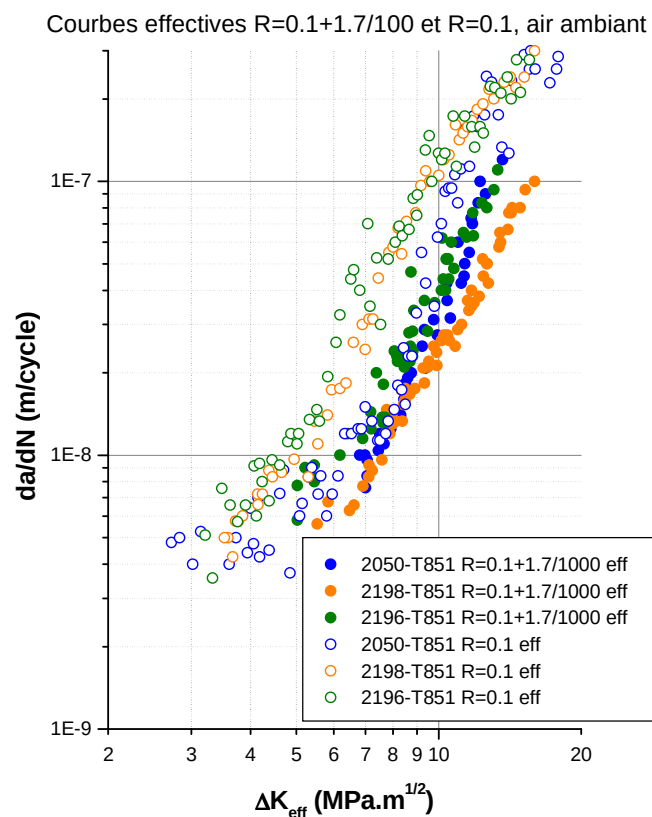


Figure 122 : Comparaison des courbes effectives pour les essais à $R=0.1+1.7/1000$ et $R=0.1$ à l'air ambiant.

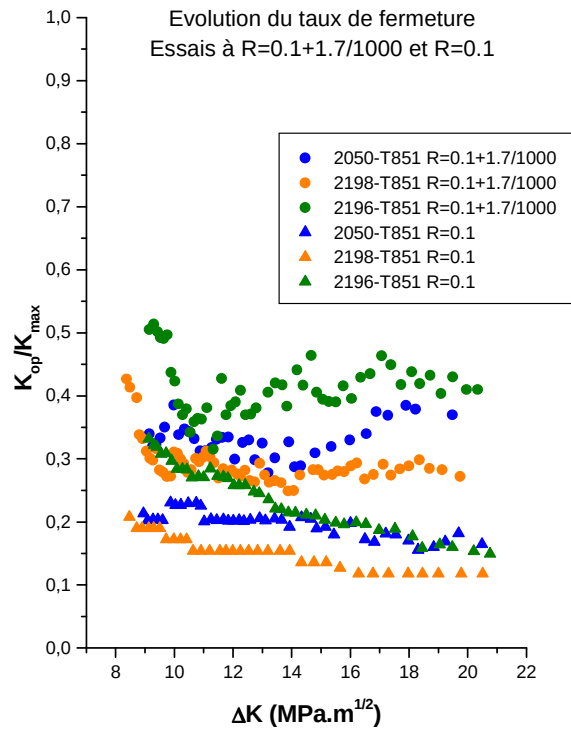


Figure 123 : Evolution du taux de fermeture en fonction de ΔK pour les essais à surcharges répétées et à $R=0.1$.

Ces résultats seront discutés en tenant compte à nouveau des effets de l'environnement et de K_{max} ainsi que des mécanismes de propagation identifiés par les observations micro fractographiques.

IV. Essais sous chargement d'amplitude variable

IV.1 Résultats expérimentaux

Sous chargement d'amplitude variable, les mécanismes intervenant lors de la fissuration peuvent différer des mécanismes observés lors des essais à chargement d'amplitude constante, témoignant alors d'un effet d'histoire du chargement. Le but des essais sous chargement d'amplitude variable est donc, d'une part, de mettre en évidence la présence ou non d'un tel effet, et d'autre part, d'observer le comportement en fissuration avec un chargement appliqué supposé être représentatif des conditions en service. Ces essais permettent également de comparer les durées de vie prédites par des modèles de fissuration avec les durées de vie atteintes en essai (exprimées généralement en nombre de vols).

Dans le cadre de cette étude, trois essais sous chargement d'amplitude variable avec l'alliage 2050-T84 ont été réalisés :

- un essai sur éprouvette CT W=50mm, avec le spectre MiniTWIST tronqué à 5% de la valeur de P_{max} , avec une valeur de K_{max} en début d'essai de $15 \text{ MPa.m}^{1/2}$;
- deux essais sur éprouvettes CCT W=80mm, l'un avec le spectre MiniTWIST complet, l'autre avec le spectre MiniTWIST tronqué à zéro (pas de cycles de compression), avec pour les deux essais une valeur de K_{max} en début d'essai de $12 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Pour l'essai avec le spectre MiniTWIST complet, la charge minimale appliquée a été de -4,86 kN, ce qui garantit que l'éprouvette n'a pas flambé (pour rappel, la charge critique de flambement pour cette géométrie d'éprouvette est de -135 kN, calculée dans le Chapitre II en II.2.2).

Les résultats expérimentaux, exprimés en terme d'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de vols, sont présentés en Figure 124.

Les nombres de vols atteints expérimentalement sont consignés dans le Tableau 22.

	Eprouvette CT	Eprouvettes CCT	
Essai	$K_{max} = 15 \text{ MPa.m}^{1/2}$	$K_{max} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$	
	<i>MiniTWIST tronqué à $0.05 \cdot P_{max}$</i>	<i>MiniTWIST</i>	<i>MiniTWIST tronqué à zéro</i>
Mené à rupture	non	oui	oui
Nombre de vols	36000	79190	88330

Tableau 22 : Nombre de vols atteints expérimentalement pour les essais sous chargement d'amplitude variable à l'air ambiant.

La durée de vie obtenue sur éprouvette CCT avec le spectre MiniTWIST tronqué à zéro est 11% supérieure à celle obtenue avec le spectre MiniTWIST non tronqué. Sur ce spectre, lors d'une séquence élémentaire de 4000 vols correspondant à l'application de 58442 cycles, seules huit surcharges de compression sont appliquées, avec pour valeur la plus « sévère » une valeur $P_{max/compression} = -0.12 \cdot P_{max/traction}$. Au vu de la faible occurrence de sous-charges et de leur faible amplitude, il paraît peu probable que la troncature à zéro du spectre MiniTWIST soit responsable de cet écart, qui est plutôt à mettre sur le compte de la dispersion expérimentale, compatible avec cet ordre de grandeur [162].

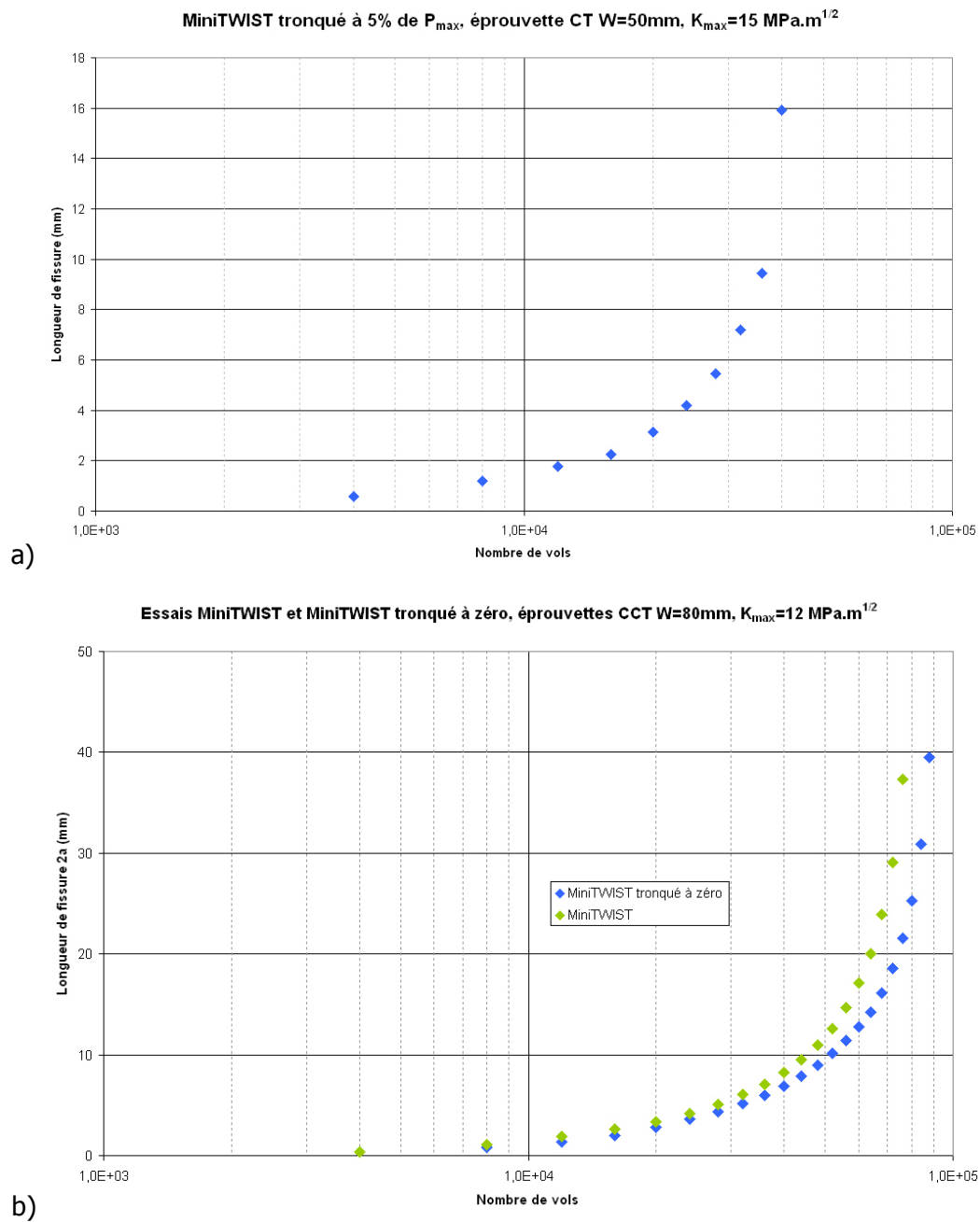


Figure 124 : Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour les essais sous chargement d'amplitude variable sur éprouvettes CCT.

IV.2 Observations micro fractographiques

Les chemins de propagation obtenus lors des essais sous chargement d'amplitude variable sont présentés en Figure 125.

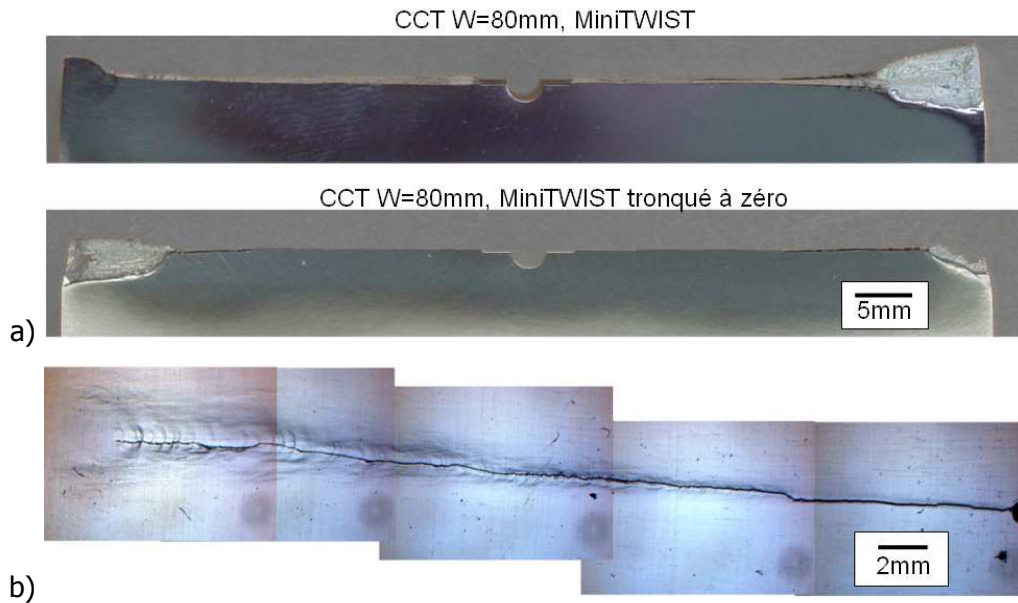


Figure 125 : Chemins de propagation obtenus lors des essais sous chargement d'amplitude variable : a) épreuves CCT et b) épreuve CT.

On note que la propagation sur épreuves CCT se fait en l'absence de déviation de fissure. Sur l'épreuve CT, on observe une déviation de l'ordre de 5° , qui sera donc considérée comme étant négligeable.

L'observation des surfaces de rupture au MEB ne montre aucune différence de mécanisme entre ces deux essais. On peut clairement distinguer la transition entre l'amorçage à amplitude de charge constante et le passage en chargement sous spectre, comme le montre la Figure 126.

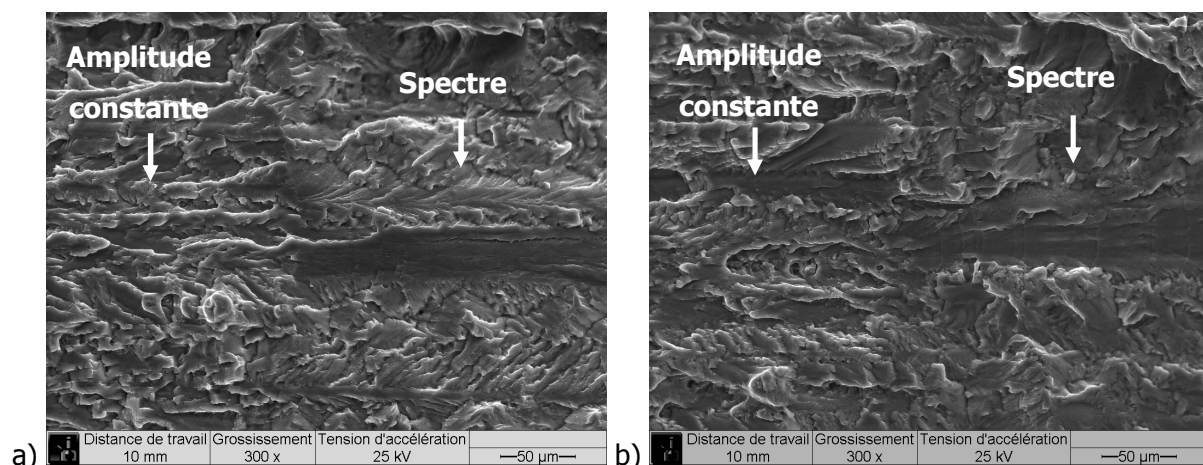


Figure 126 : Images MEB montrant la transition sur les surfaces de rupture des épreuves CCT entre le chargement d'amplitude constante et le chargement d'amplitude variable : a) MiniTWIST et b) MiniTWIST tronqué à zéro.

Dès le début de la propagation sous chargement d'amplitude variable, on distingue la présence de marquages, consécutifs à l'application de surcharges, comme le montre la Figure 127.

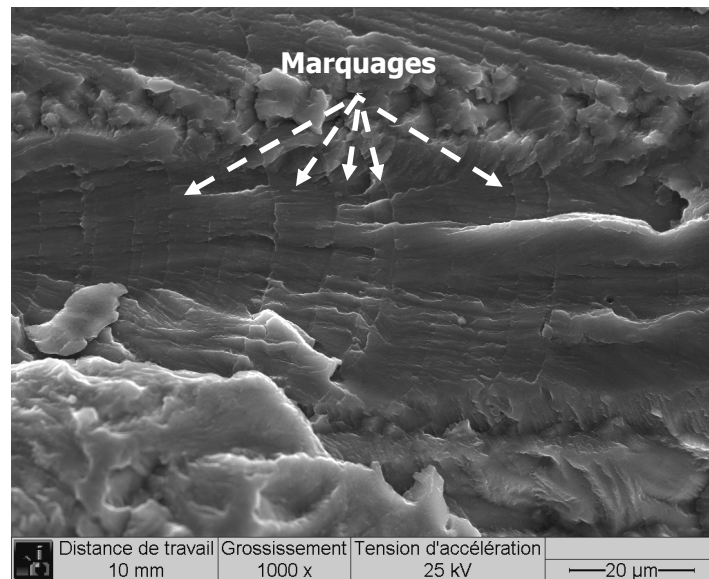


Figure 127 : Exemple de surface de rupture à 4000 vols sur éprouvette CCT, spectre MiniTWIST, montrant des marquages dus aux surcharges.

Sur toute la propagation, on observe un aspect majoritairement ductile et l'on note la présence de quelques motifs en chevrons, qui s'estompent au fur et à mesure de l'avancée de la fissure, comme l'illustre la Figure 128.

On peut par ailleurs observer pour les deux essais que les toutes dernières surcharges appliquées font intervenir un mécanisme de déchirure ductile, illustré par la Figure 129, juste avant la rupture finale.

Enfin, on note que le caractère facetté de la propagation, caractéristique de l'alliage 2050-T84 à $R=0.1$, n'est pas retrouvé avec ce type de chargement.

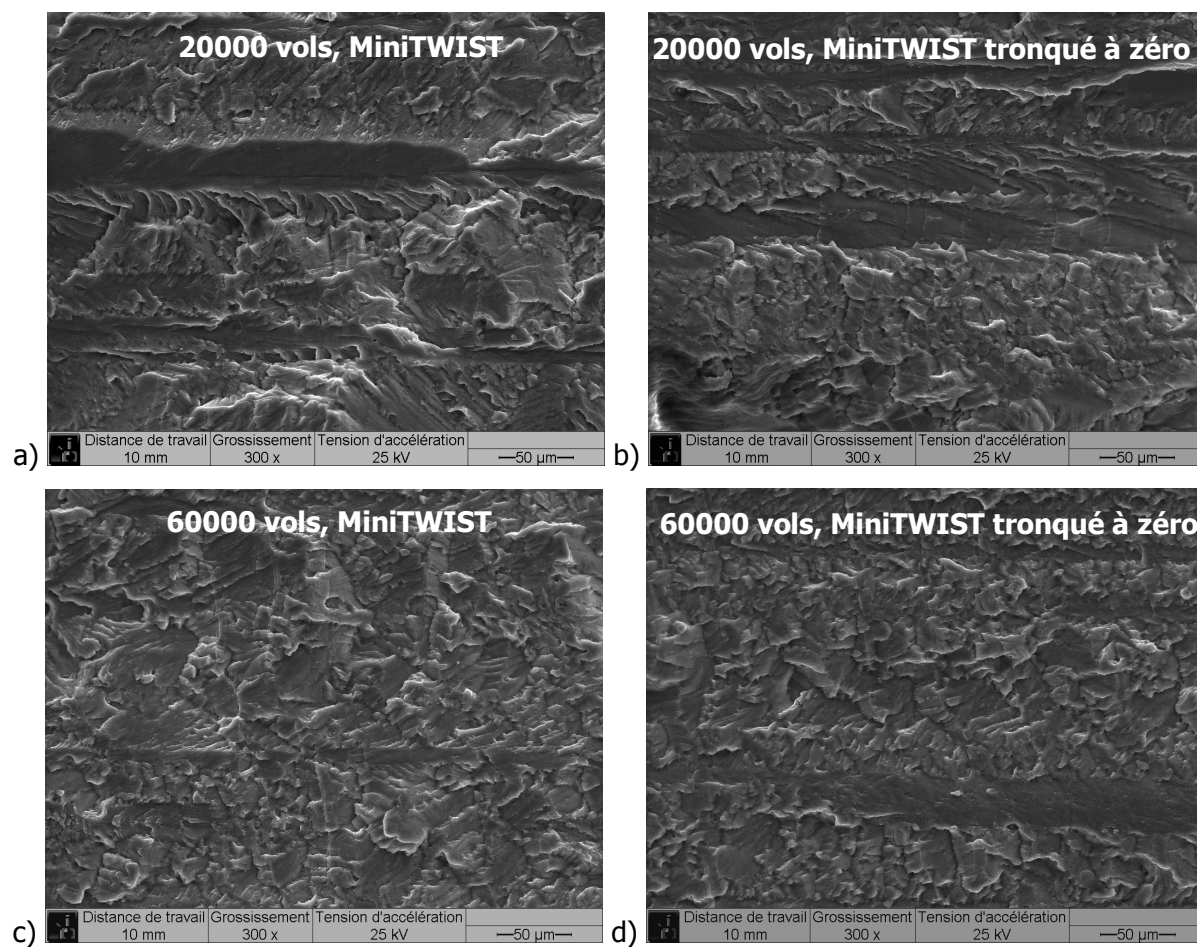


Figure 128 : Surfaces de rupture : a) et b) à 20000 volts, c) et d) à 60000 volts pour les spectres : a) et c) MiniTWIST, b) et d) MiniTWIST tronqué à zéro.

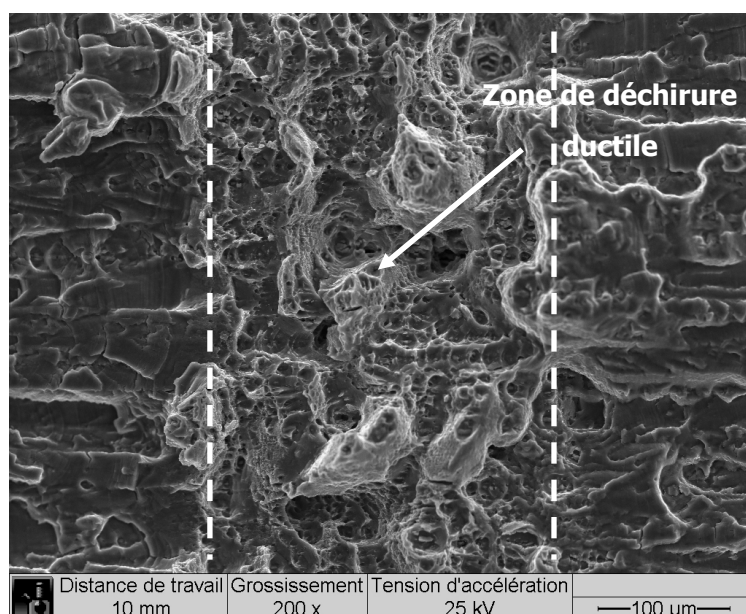


Figure 129 : Surface de rupture juste avant rupture finale, faisant apparaître une zone de déchirure ductile consécutive à une surcharge, entre deux zones de propagation ductiles.

Chapitre IV

Analyse et discussion

Ce chapitre présente l'analyse des résultats expérimentaux du chapitre III. La première partie est consacrée à l'étude des mécanismes de propagation intervenant et au découplage des effets respectifs de la microstructure, de l'environnement et du rapport de charge. Des analyses EBSD sont présentées dans la seconde partie pour étudier le phénomène de déviation de fissure et les contributions relatives à la microstructure et à l'environnement. Sur la base des conclusions de la première partie, un modèle analytique permettant d'obtenir une loi effective de propagation dans un des alliages de l'étude est proposé. Une application de ce modèle est suggérée dans le cadre de la prédiction des durées de vie dans les structures aéronautiques. Enfin, une dernière partie est consacrée à la simulation numérique de la fermeture de fissure induite par plasticité.

I. Analyse des mécanismes de propagation

Comme nous l'avons vu dans le chapitre précédent, les résultats expérimentaux font apparaître des différences importantes de comportement selon le type de chargement, le rapport de charge ou encore l'environnement. L'objectif de cette partie est d'analyser les mécanismes de propagation intervenant, en essayant de découpler au maximum les paramètres influents, qu'ils soient de nature intrinsèque ou extrinsèque aux matériaux.

Pour l'identification des mécanismes de propagation, nous utiliserons le canevas expérimental et de modélisation, s'appuyant sur une large base de données, présenté dans le Chapitre I. Pour rappel, la Figure 130 montre le diagramme d'analyse $da/dN - \Delta K_{eff}/E$ illustrant les différents régimes de propagation.

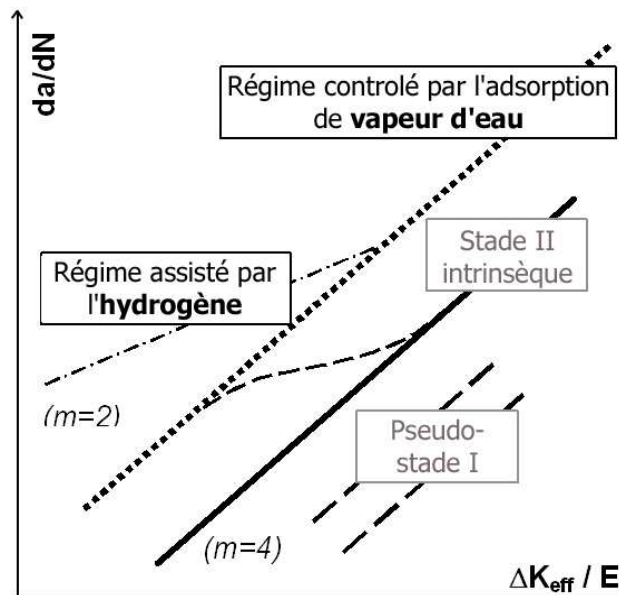


Figure 130 : Schéma présentant les différents régimes de propagation.

I.1 Propagation sous vide

I.1.1. Mécanismes de propagation

Le positionnement des données expérimentales obtenues sous vide à $R=0.1$ sur le diagramme $da/dN - \Delta K_{eff}/E$, réalisé en Figure 131, permet de mettre en évidence deux régimes de propagation, qui sont le pseudo-stade I et le stade II intrinsèque.

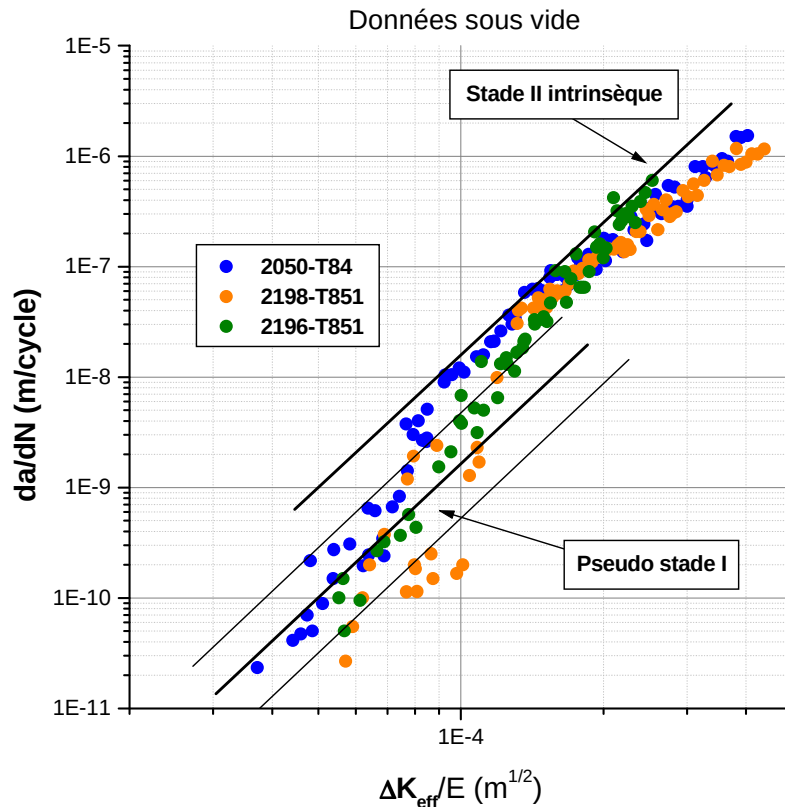


Figure 131 : Comparaison des données expérimentales et des régimes intrinsèques [74].

Le pseudo-stade I gouverne la propagation aux faibles valeurs de $\Delta K_{\text{eff}}/E$ pour les trois alliages, expliquant les faciès cristallographiques et la propagation fortement retardée. On observe ensuite lorsque ΔK_{eff} augmente un domaine de transition, qui correspond aux faciès « à marches » (cf. Chapitre III), puis le mécanisme gouvernant la propagation devient le stade II intrinsèque, résultant en une propagation ductile et non retardée.

Pour les vitesses supérieures à $5 \cdot 10^{-7}$ m/cycle, domaine où la propagation s'effectue cycle à cycle, un changement de pente est observé. La présente analyse porte donc sur la propagation à vitesse inférieure à $5 \cdot 10^{-7}$ m/cycle.

La propagation en pseudo stade I a été caractérisée sur la base de piqûres de corrosion, effectuées à l'aide d'une attaque au réactif de Keller directement sur les faciès de rupture. L'attaque révèle des piqûres sur le faciès dont la forme permet d'identifier le type de plan attaqué, comme l'illustre la Figure 132.

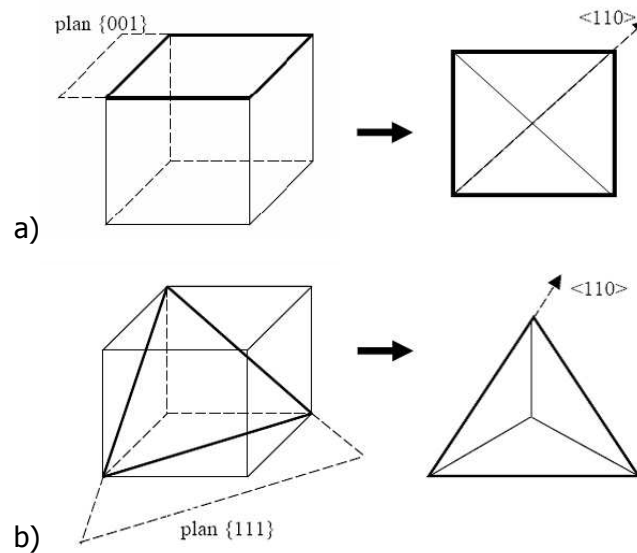
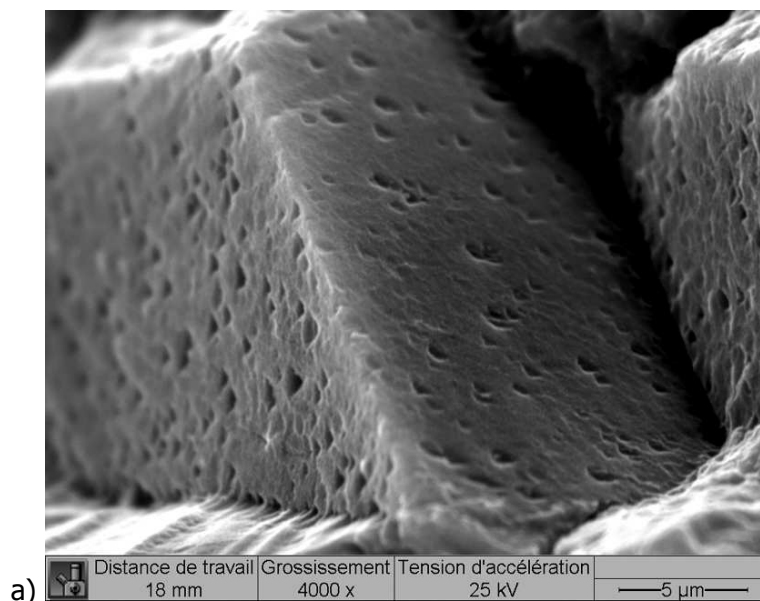
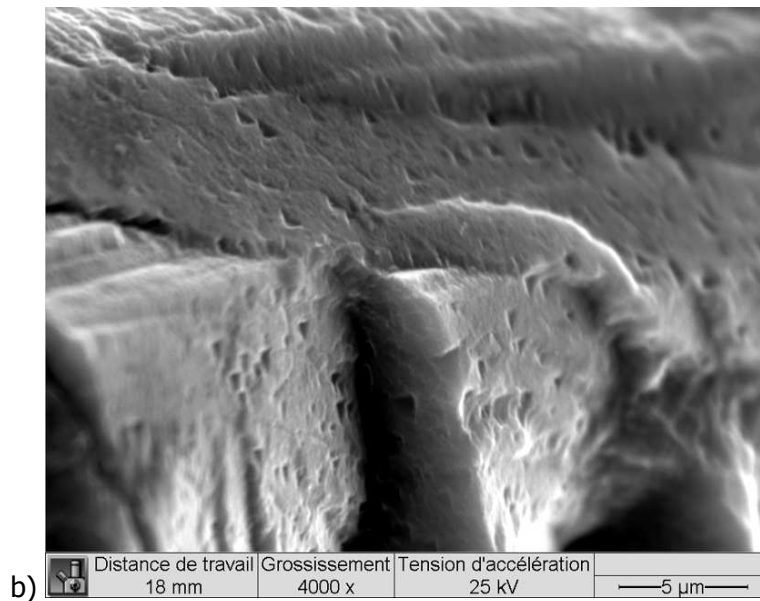


Figure 132 : Illustration schématique des figures d'attaque selon :
a) un plan {001}, b) un plan {111}

La Figure 133 montre deux exemples de piqûres obtenues sur les faciès des alliages 2196-T851 et 2050-T84 à $R=0.1$ sous vide, dans le domaine de propagation en pseudo-stade I. La forme en triangle des piqûres indique qu'il s'agit de plans {111}, qui correspondent aux plans denses dans les structures cubiques à faces centrées. Lorsque la propagation est régie par le pseudo-stade I, elle s'effectue donc par cheminement dans ces plans {111} à l'intérieur de chaque grain en suivant le plan correspondant au glissement le plus facile (facteur de Schmid le plus élevé).





**Figure 133 : Piqûres d'attaque sur faciès cristallographique sous vide à R=0.1 :
a) 2050-T84, b) 2196-T851.**

Le régime de transition entre le pseudo-stade I et le stade II intrinsèque, caractérisé par un faciès « à marches » a été étudié selon cette même technique. Les piqûres de corrosion ont également une forme triangulaire, comme le montre la Figure 134. Il s'agit donc aussi de plans de type $\{111\}$, le mécanisme de propagation est également cristallographique (puisque ces plans $\{111\}$ sont empruntés de manière préférentielle), mais différent de celui du pseudo-stade I dans le sens où il ne résulte pas en la formation de larges facettes cristallographiques.

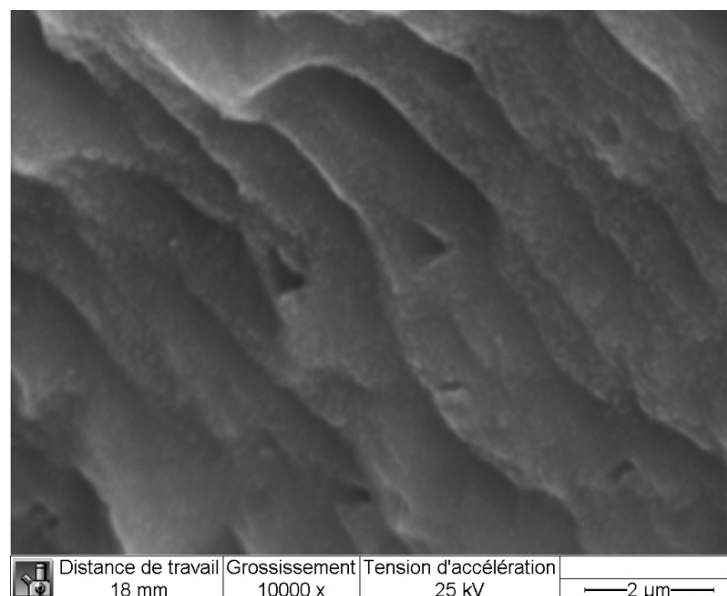


Figure 134 : Piqûres de corrosion sur le faciès "à marches" à R=0.1, sous vide, de l'alliage 2050-T84.

I.1.2. Effet de la microstructure

Sous vide, lorsque les données sont corrigées de la fermeture, seuls les effets de la précipitation et de la structure de grains s'expriment. Pour faciliter l'analyse de ces effets, les données obtenues avec les alliages de l'étude sont comparées, en Figure 135, à celles obtenues avec des alliages conventionnels tolérants aux dommages, tels le 7075-T651 [62], le 2024A-T351 [38], le 2022-T851 [38] ainsi que l'Al-Li de seconde génération 8090-T651 [106].

Le comportement des alliages d'aluminium au lithium de troisième génération étudiés se montre similaire à celui des alliages 7075-T651, 2024-T351 et 8090-T651, qui présentent cette même transition pseudo-stade I / stade II intrinsèque. Le régime en pseudo-stade I est associé dans la littérature à la localisation de la déformation près du seuil due au caractère cisailable de la précipitation, augmentant la réversibilité du glissement, et à des tailles de zones plastiques inférieures à la taille de grain, favorisant l'effet barrière aux joints de grains, résultant ainsi en une propagation retardée [74, 104]. L'alliage 2022-T851 montre quant à lui une propagation gouvernée exclusivement par le stade II intrinsèque, qui est caractérisé par une déformation homogène (contournement de la précipitation ou taille de zone plastique supérieure à la taille de grains) et un mode I d'ouverture avec un plan de propagation perpendiculaire à l'axe de chargement [71].

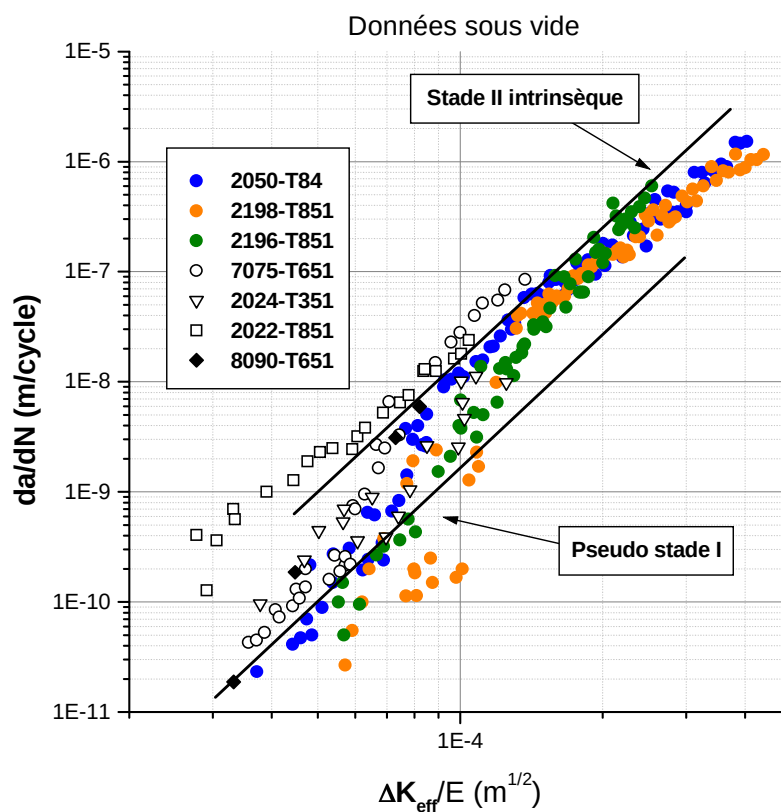


Figure 135 : Comparaison des données sous vide à celles d'alliages conventionnels.

Les trois alliages de l'étude présentent des précipitations différentes, mais néanmoins sont tous gouvernés par le pseudo-stade I aux faibles valeurs de $\Delta K_{\text{eff}}/E$. L'alliage 2050-T84 ayant une précipitation quasi-unique de phase T_1 implique que cette phase est cisailée dans ce domaine de ΔK . Pour le reste, il est difficile de découpler les effets respectifs de la précipitation et de la structure de grains pour les trois alliages. En effet, le régime de pseudo-stade I est d'autant favorisé que la taille de grains est importante, et que la précipitation est cisailable. L'absence de disponibilité d'alliages à iso-structure de grains (contenant chacun un seul type de précipités), ni d'alliages à iso-précipitation ayant différentes structures de grains ne permet pas de fournir des informations plus précises. Il peut cependant être envisagé que la phase δ' puisse promouvoir de manière plus importante le glissement planaire grossier dans l'alliage 2196-T851 comparativement à la phase T_1 dans l'alliage 2050-T851, la taille de grains supérieure dans ce dernier conduisant à un comportement des deux alliages apparemment équivalent.

Une étude sur un seul alliage avec différents revenus permettrait d'identifier de manière plus fine l'influence de chaque type de précipités.

1.2 Mécanismes de propagation à l'air ambiant

Les mécanismes de propagation sous vide étant identifiés, l'influence de l'air ambiant peut être étudiée à travers l'observation des différences de mécanismes entre l'air ambiant et le vide. Nous avons montré dans le Chapitre III que l'effet de fermeture de fissure ne suffisait à rationaliser ni l'effet du rapport de charge, ni l'effet de surcharge, suggérant donc une interaction environnement / fermeture de fissure. Nous allons donc tenter dans un premier temps d'identifier l'effet de l'environnement sur les trois alliages au cas par cas (à $R=0.7$, $R=0.1$, et $R=0.1+1.7/1000$), puis dans un second temps de corrélérer l'évolution de la fermeture de fissure à celle de l'effet de l'environnement.

I.2.1. Propagation à $R=0.7$

Les données de fissuration à $R=0.7$ présentent l'avantage de refléter dans le domaine de ΔK exploré le comportement des matériaux à l'air ambiant en l'absence de fermeture de fissure. Elles permettent par conséquent d'apprécier le seul effet de l'environnement en comparaison des données sous vide. Cette comparaison est réalisée en Figure 136.

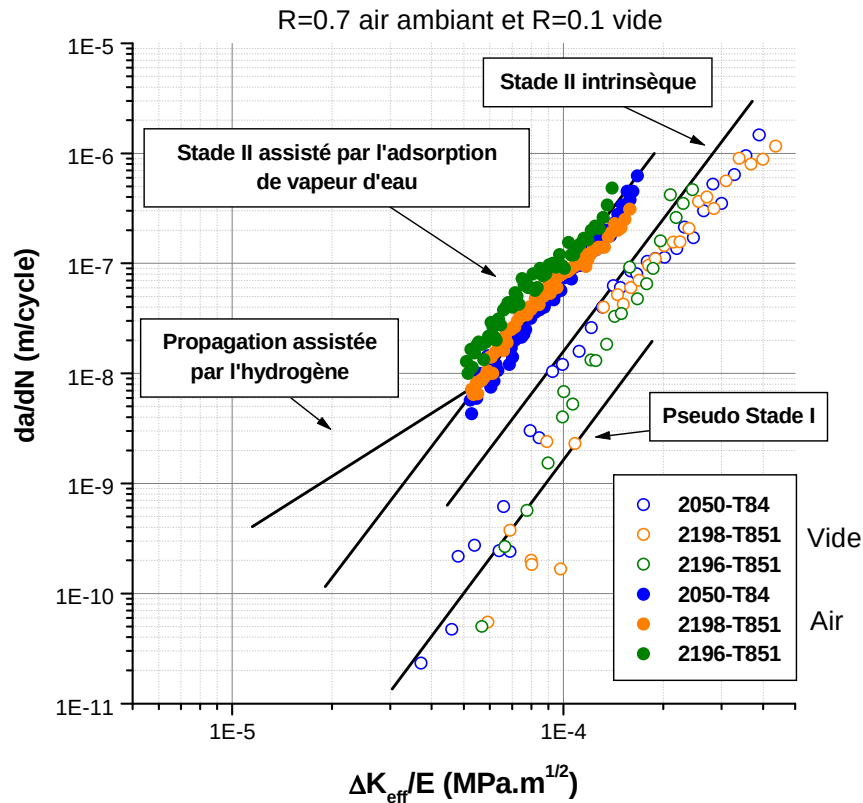


Figure 136 : Comparaison des données à R=0.7 à l'air ambiant et des données sous vide.

La propagation à R=0.7 à l'air ambiant se distingue clairement de celle observée sous vide et n'est donc associée ni au régime intrinsèque de stade II, ni au pseudo-stade I. En se référant au diagramme d'analyse (Figure 130), un mécanisme de stade II assisté par l'adsorption de vapeur d'eau s'avère correspondre à cette propagation à R=0.7. On remarque cependant qu'en fin de propagation, les courbes montrent une transition de régime vers le stade II intrinsèque, qui est rapidement masquée par l'effet de K_{max} , induisant une rupture ductile avec une forte accélération de la vitesse de propagation. Pour réduire cet effet de K_{max} , un essai à R=0.4 a été réalisé avec l'alliage 2050-T84, où dès $\Delta K=10 \text{ MPa.m}^{1/2}$ plus aucune fermeture de fissure n'est détectée. Les résultats obtenus sont présentés en Figure 137.

On remarque tout d'abord que les vitesses obtenues à R=0.4 sont légèrement inférieures à celles obtenues à R=0.7, l'écart de vitesse pour un ΔK donné étant d'un facteur inférieur à 2. Pour les plus fortes valeurs de ΔK à R=0.4, la propagation devient gouvernée par le stade II intrinsèque, ce qui signifie que l'effet de l'environnement disparaît à mesure de l'augmentation de ΔK , l'effet de K_{max} n'intervenant pas à R=0.4 dans l'intervalle de ΔK exploré dans cette figure.

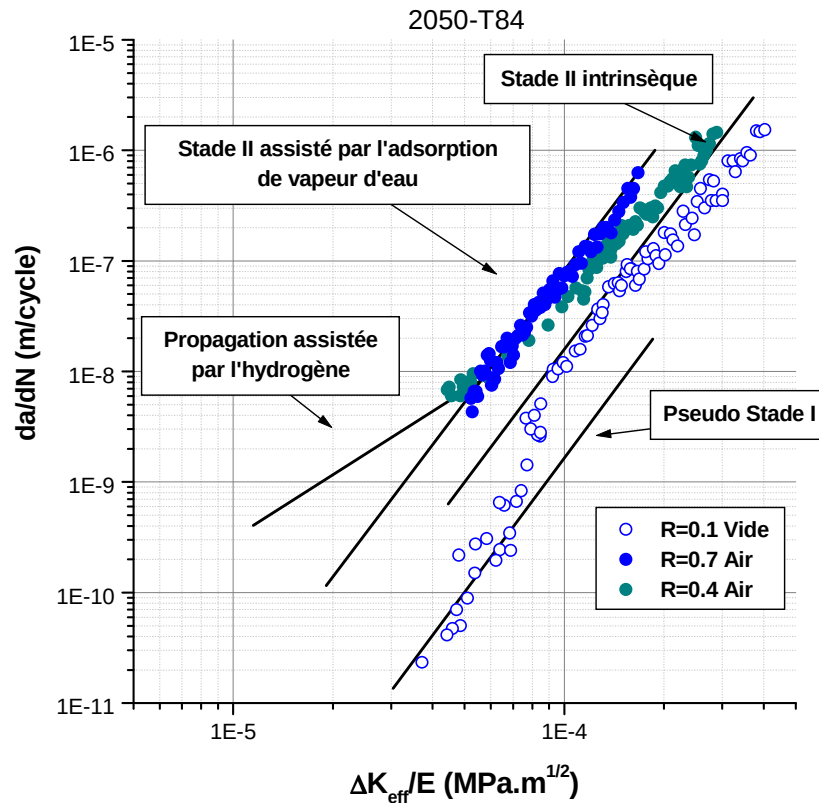


Figure 137 : Données expérimentales pour l'alliage 2050-T84 à R=0.7 et R=0.4 à l'air ambiant, et sous vide.

I.2.2. Propagation à R=0.1

La Figure 138 montre les données expérimentales obtenues à l'air ambiant et sous vide à R=0.1 sur le diagramme $da/dN - \Delta K_{eff}/E$. Pour la propagation à R=0.1, il ressort clairement sur cette figure trois domaines bien distincts :

- pour les ΔK les plus élevés (et vitesses), une absence d'effet d'environnement ;
- un domaine à basses vitesses et près du seuil, avec un effet très important de l'environnement ;
- entre les deux extrêmes, un domaine intermédiaire avec un effet d'environnement limité et fluctuant.

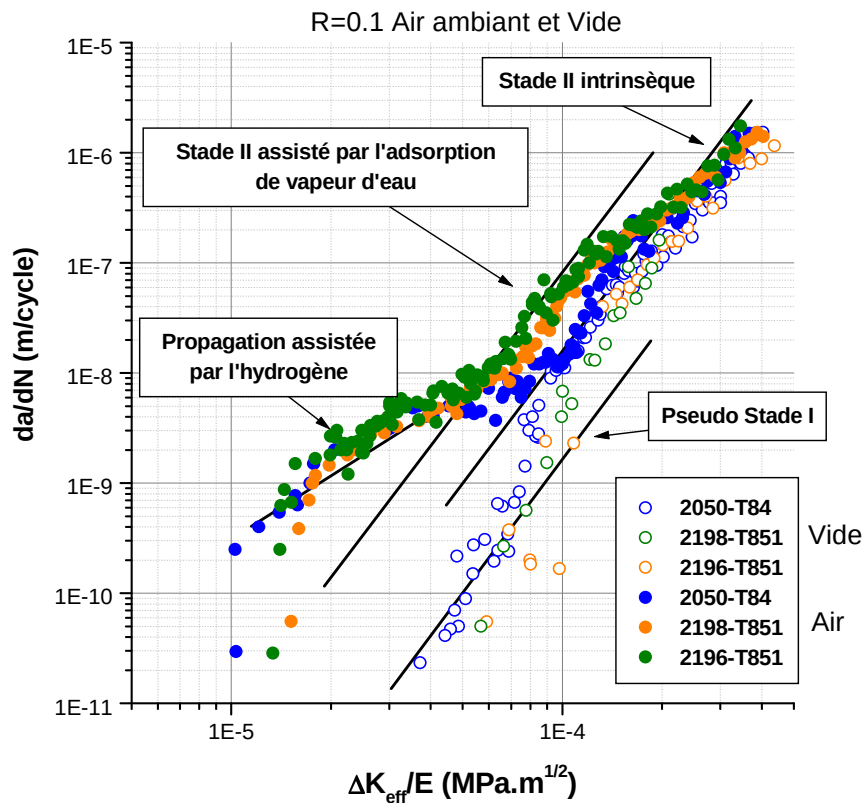


Figure 138 : Données expérimentales à l'air ambiant et sous vide à R=0.1.

On remarque qu'à l'instar de la propagation à R=0.7, le régime de pseudo-stade I n'intervient pas, cela étant une fois encore cohérent avec des vitesses de fissuration plus élevées, et l'absence sur les faciès de rupture de larges facettes cristallographiques associées à un chemin de propagation accidenté. A l'inverse, comme sous vide, le régime de stade II intrinsèque se retrouve à l'air ambiant pour les fortes valeurs de ΔK , où les courbes rejoignent celles obtenues sous vide, cela étant corroboré par des faciès ductiles très semblables dans ce domaine, comme il a été montré dans le chapitre précédent. A R=0.1, l'effet de l'environnement diminue donc à mesure de l'augmentation de ΔK pour finalement disparaître à ΔK élevé.

On observe la présence d'un mécanisme de propagation assistée par l'hydrogène dans le domaine des faibles valeurs de ΔK , où les faciès montrent des motifs à chevrons. Une attaque au réactif de Keller a été réalisée, montrant des figures d'attaque en triangles sur cette morphologie de faciès, comme l'illustre la Figure 139.

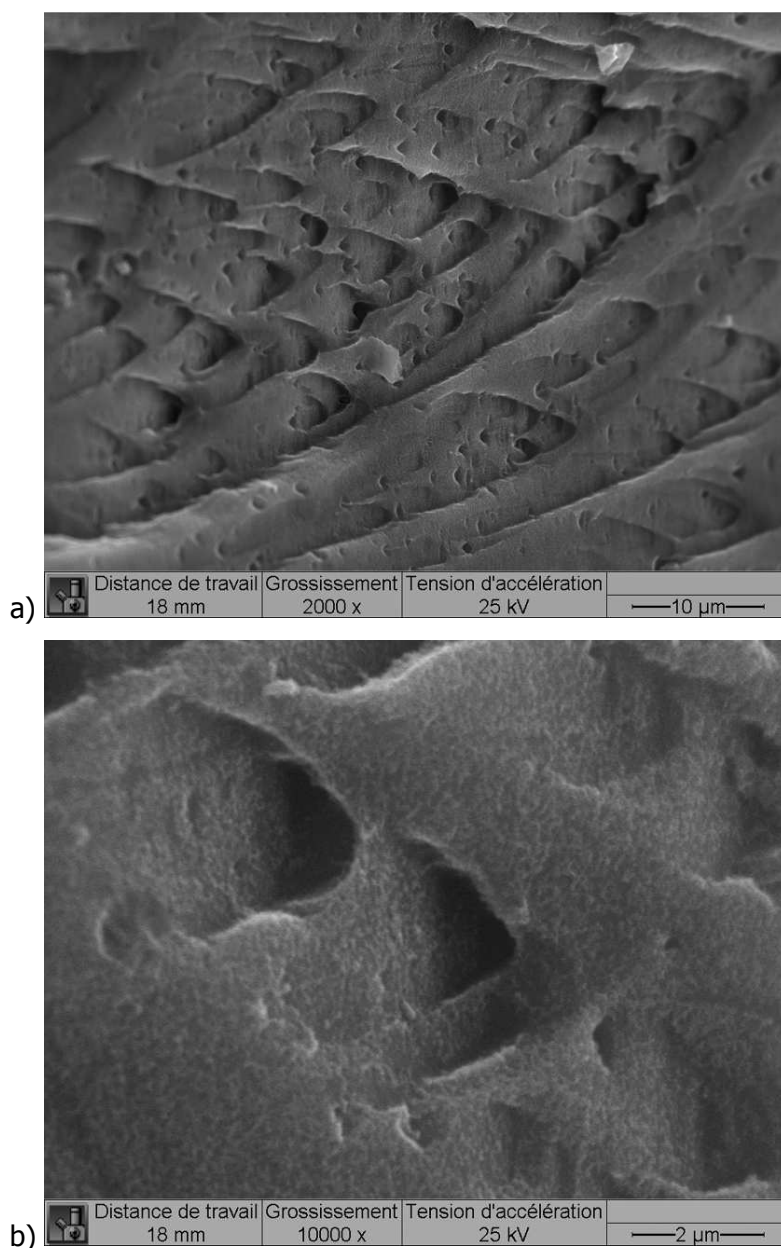


Figure 139 : Figures d'attaques en triangles obtenues sur les faciès présentant des motifs en chevrons sur l'alliage 2050-T84 : a) x2000 b) x10000.

La formation des motifs en chevrons résulte donc de la fissuration dans des plans de type $\{111\}$. Les motifs en chevrons avaient déjà été observés sur l'alliage 8090-T651 [106, 163], comme le montre la Figure 140a), mais les figures d'attaque, illustrées dans la Figure 140b), étaient carrées ; la propagation avait donc été suggérée comme se faisant par glissement alterné dans les directions $\langle 110 \rangle$, résultant en un plan de propagation moyen de type $\{100\}$.

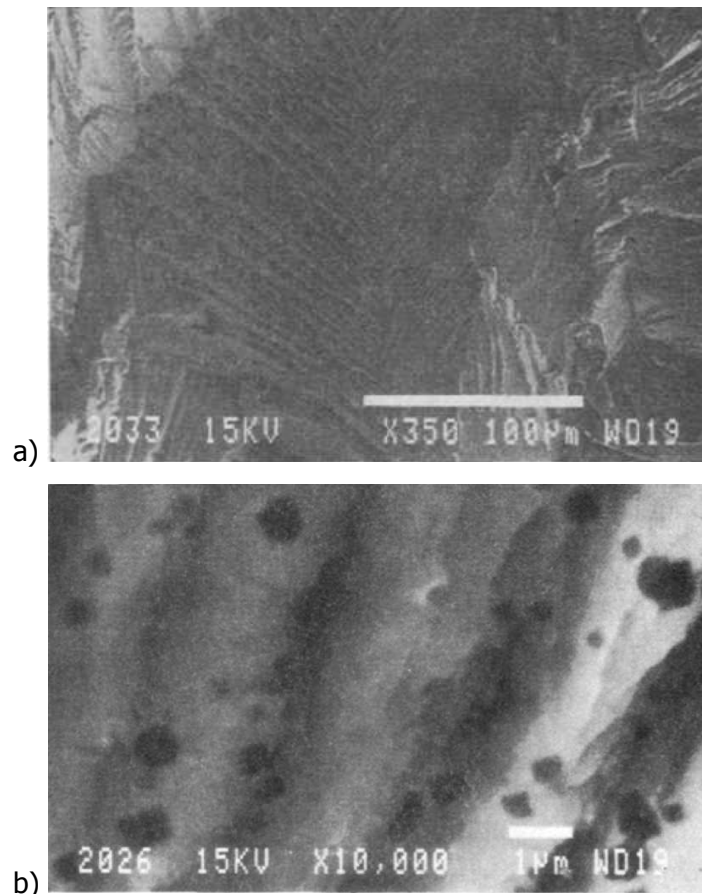


Figure 140 : Images MEB du faciès de rupture à l'air ambiant à $R=0.1$, $\Delta K=9 \text{ MPa.m}^{1/2}$, de l'alliage 8090-T651 : a) motifs en chevrons b) figures d'attaque correspondantes [163].

L'alliage 8090-T651 est caractérisé par une précipitation largement majoritaire de phases δ' et S' , où l'on retrouve peu, voire pas du tout de phase T_1 [106, 163], phase au contraire largement présente dans les alliages de cette étude. Cette phase T_1 , comme souligné dans l'étude bibliographique à travers la citation des travaux de Smith et Scully [109-111], a été identifiée comme étant un site privilégié de piégeage d'hydrogène, avec deux hypothèses envisagées pour expliquer ce phénomène [164] :

- soit une dissolution de phase T_1 produisant des dépôts de cuivre sur lesquels la réaction de libération d'hydrogène est encouragée ;
- soit une diffusion d'hydrogène le long de l'interface matrice/ T_1 .

Les précipités T_1 étant répartis sous forme de plaquettes dans les plans de type $\{111\}$, leur implication dans le mécanisme de formation de ces motifs à chevrons apparaît probante.

Lorsque da/dN devient supérieure à 10^{-8} m/cycle, la propagation dans les alliages 2198-T851 et 2196-T851 correspond au régime assisté par l'adsorption de vapeur d'eau (diminution de l'énergie de création de surface et donc diminution de la déformation plastique cumulée en fond de fissure nécessaire à une avancée de fissure), résultant en une accélération des vitesses de propagation associée à un changement de pente (pente 2 pour l'assistance de l'hydrogène, pente 4 pour l'assistance de l'adsorption de vapeur d'eau [74]). Ce changement de régime correspond à la disparition progressive des motifs en chevrons au profit d'une morphologie ductile. A plus haute vitesse, les courbes rejoignent le régime de stade II intrinsèque, ce qui correspond à une disparition progressive de l'effet de l'environnement.

Pour l'alliage 2050-T84, à $R=0.1$, à la différence des deux autres alliages, le régime d'assistance de l'hydrogène se prolonge avec un faciès restant à caractère mixte facetté et à chevrons. Ce comportement suggère qu'une assistance de l'hydrogène ne nécessiterait pas nécessairement une saturation préalable de l'effet de l'adsorption. Une production effective d'hydrogène pourrait ainsi intervenir dès le début du processus d'adsorption lorsque la microstructure favorise l'apparition d'une assistance de l'hydrogène à la fissuration, ce qui est le cas des trois alliages à addition de lithium.

Dans l'alliage 2050-T84, on observe une transition du régime assisté par l'hydrogène à un régime en stade II intrinsèque. L'assistance de l'adsorption peut expliquer le rapprochement du comportement de cet alliage de celui des deux autres pour les vitesses voisines de 10^{-7} m/cycle, le régime correspondant à la saturation n'étant jamais atteint pour cette valeur de R .

La taille de zone plastique cyclique R_{cp} pour chaque alliage a été estimée à une valeur de $\Delta K = \Delta K_{cr}$ correspondant à $R=0.1$ au changement de mécanisme de propagation associé à la transition vers un faciès à caractère ductile, grâce à l'expression proposée par McClung [165] :

$$R_{cp} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2$$

Les résultats sont consignés dans le Tableau 23, où sont également rappelées les tailles de grain des trois alliages.

	2050-T84	2198-T851	2196-T851
ΔK_{cr} (MPa.m ^{1/2})	9	7	8
R_{cp} (μm)	26	16	17
Direction	Taille de grain		
L	>1mm	>1mm	>1mm
TL (μm)	100	60	90
TC (μm)	30	15	15

Tableau 23 : Comparaison de la taille de zone plastique au point de changement de mécanismes avec la taille de grain dans les directions de laminage pour les trois alliages.

La localisation de la déformation associée à l'assistance par l'hydrogène semble donc survenir en dessous d'une valeur de ΔK_{cr} pour laquelle la taille de zone plastique cyclique est comparable à la taille moyenne des grains dans le sens travers court (plus petite dimension de la microstructure). Une taille de grain deux fois plus grande dans l'alliage 2050-T84 explique ainsi l'apparition de la localisation pour des valeurs plus élevées de ΔK_{eff} .

I.2.3. Propagation à $R=0.1+1.7/1000$

La Figure 141 montre les données expérimentales obtenues à l'air ambiant à $R=0.1$ avec surcharges répétées de 70% tous les 1000 cycles ($R=0.1+1.7/1000$), comparées à celles obtenues sous vide à $R=0.1$.

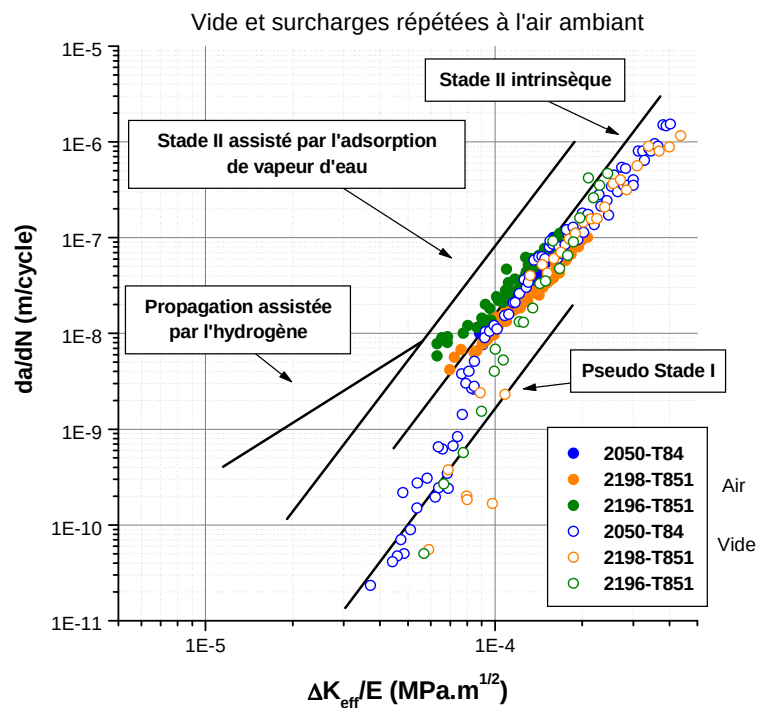


Figure 141 : Données expérimentales à l'air ambiant à $R=0.1+1.7/1000$ et sous vide.

A l'air ambiant à $R=0.1+1.7/1000$, la propagation s'avère être gouvernée par le stade II intrinsèque, cela étant cohérent avec le fait que la propagation est à caractère ductile dans tout le domaine de ΔK exploré.

Les essais à surcharges répétées se distinguent de tous les essais réalisés précédemment sur les points suivants :

- en comparaison des essais à l'air ambiant à $R=0.7$ et $R=0.1$, on n'observe pas d'effet d'environnement (excepté pour les plus faibles valeurs de ΔK sur l'alliage 2196-T851);

- en considérant que l'environnement n'agit pas dans le domaine de ΔK exploré, en comparaison de l'essai à $R=0.1$ sous vide, on n'observe pourtant pas de pseudo-stade I. Cette dernière différence s'explique très certainement par un seul effet de mode de chargement. En effet, en comparaison d'un essai à $R=0.1$ (rapport de charge constant), l'application de surcharges répétées génère des tailles de zones plastiques en pointe de fissure supérieures. Cela explique que pour un ΔK donné, la déformation puisse être localisée à l'échelle du grain à $R=0.1$ sous vide, résultant en une propagation en pseudo-stade I, et qu'à $R=0.1+1.7/1000$ à l'air, la taille de zone plastique étant plus grande, la déformation puisse être homogène, résultant en une propagation en stade II intrinsèque.

I.2.4. Analyse de l'interaction fermeture / environnement

Comme il a été montré dans les paragraphes précédents, même lorsque les courbes à l'air ambiant sont corrigées de la fermeture, les mécanismes gouvernant la propagation peuvent différer, et agir dans des domaines de ΔK distincts selon le rapport de charge ($R=0.1$ et $R=0.7$) et le mode de chargement (chargement d'amplitude constante ou surcharges répétées). Il n'y a donc pas unicité de la courbe effective dans ces matériaux, ce qui est la conséquence d'une interaction environnement / fermeture de fissure.

Il a été montré, dans le chapitre précédent, que les niveaux de fermeture pour un ΔK donné étaient plus élevés lors des essais à surcharges répétées que lors des essais à $R=0.1$. Ainsi, pour une même fréquence d'essai, les conditions d'accès de la phase gazeuse en pointe de fissure sont plus défavorables lors des essais à $R=0.1+1.7/1000$, puisque la fissure reste plus longtemps fermée. Comme le montre la Figure 142, ces conditions semblent d'ailleurs si défavorables que tout se passe comme si l'environnement n'agissait pas, puisque nous obtenons dans le domaine exploré pour ces essais un régime correspondant au régime intrinsèque.

A l'inverse, à $R=0.1$, l'exposition semble par contre suffisante pour qu'une partie de la propagation soit assistée par l'environnement dans le même domaine de ΔK .

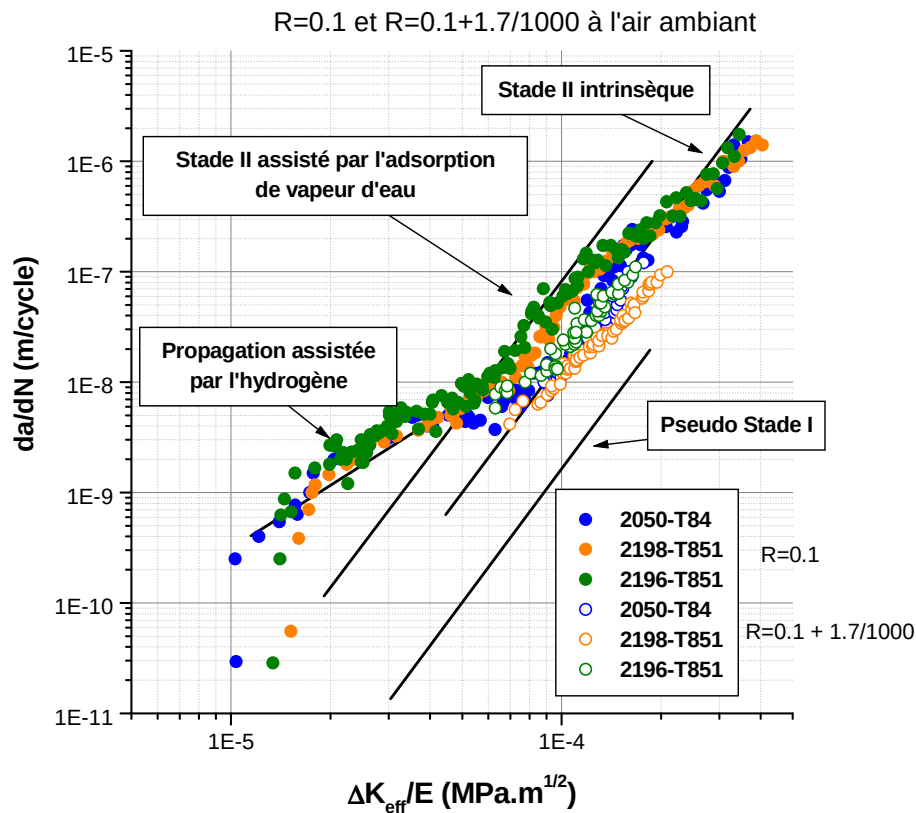


Figure 142 : Comparaison des régimes de propagation pour les essais à $R=0.1$ et $R=0.1+1.7/1000$ à l'air ambiant.

A $R=0.7$, en l'absence de fermeture de fissure dans le domaine de ΔK exploré, les conditions d'accès de la phase gazeuse en pointe de fissure sont optimales, celle-ci étant toujours ouverte. Comme l'illustre la Figure 143, lors de ces essais le mécanisme de propagation identifié est le stade II assisté de l'adsorption de vapeur d'eau, avec des vitesses supérieures à celles obtenues pour les essais à $R=0.1$ où l'effet de l'adsorption est absent ou plus faible.

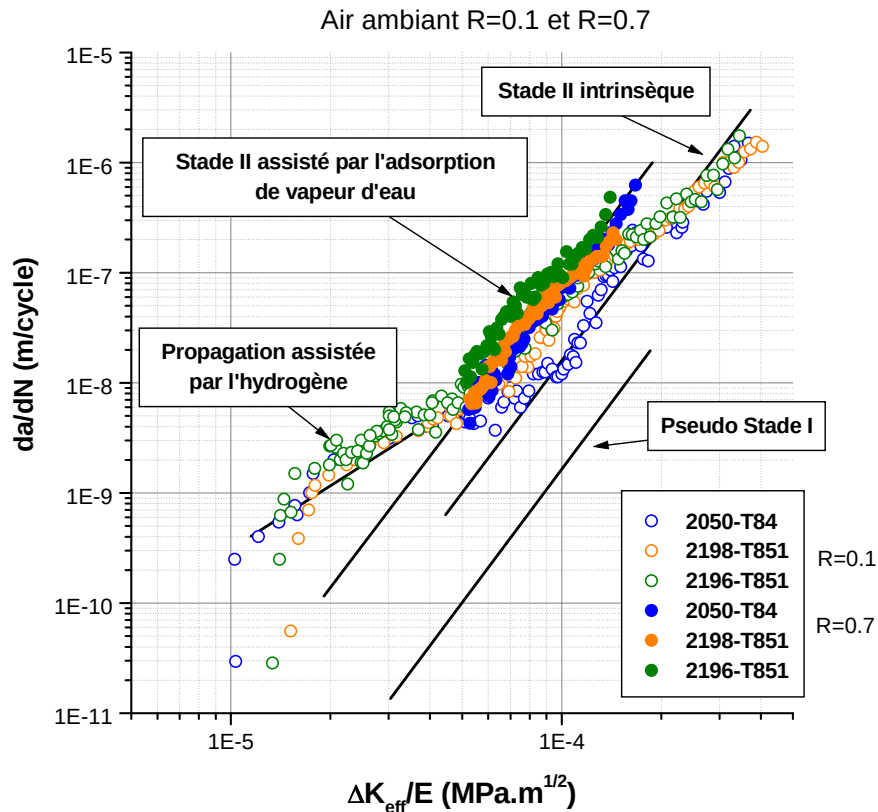


Figure 143 : Comparaison des régimes de propagation pour les essais à R=0.1 et R=0.7 à l'air ambiant.

Comme cela a été montré dans la littérature, la sensibilité à l'environnement de la propagation de fissure assistée de l'adsorption de vapeur d'eau dépend directement de l'exposition $X = P_{H_2O}/2f$ [76], avec P_{H_2O} la pression partielle de vapeur d'eau et f la fréquence. Cette exposition dépend des conditions d'accès de la phase gazeuse en pointe de fissure, et par la même occasion du temps et de la géométrie du chemin d'accès [166]. Il a été montré que la variation de la vitesse induite par l'environnement évolue selon une courbe en forme de « S » dont le point d'inflexion correspond à l'exposition critique X_{cr} , valeur autour de laquelle toute variation de X influe significativement sur vitesse. Pour des valeurs de $X \gg X_{cr}$, l'effet d'environnement est saturant et pour des valeurs $X \ll X_{cr}$, l'effet de l'environnement est négligeable. La situation de l'alliage 2050-T84 dans le domaine des vitesses intermédiaires semble bien ici correspondre à la zone de sensibilité maximum autour de X_{cr} , X variant ici de façon importante en fonction de la fermeture qui contrôle l'accès de la phase gazeuse en pointe de fissure. A R=0.1, l'effet de l'environnement est faible (Figure 143), et devient proche du maximum à R=0.7. Une modélisation de l'évolution de X_{cr} en fonction de R va être recherchée par la suite.

II. Analyse de la déviation de fissure

Il a été montré dans le Chapitre III que la plupart des essais de fissuration conduisent à l'obtention d'un chemin de propagation dévié par rapport à la normale à la direction de sollicitation. Nous allons tenter dans cette partie d'analyser ce phénomène, à travers l'étude des rôles respectifs de la microstructure et de l'environnement.

II.1 Caractérisation de la texture

La présence d'une forte texture cristallographique dans les alliages pourrait, à travers une répartition non aléatoire de plans cristallographiques préférentiels pour la propagation, induire une telle déviation. C'est en considérant cette hypothèse que nous avons été amenés à caractériser la texture de deux des alliages de l'étude.

Cette caractérisation a été réalisée au moyen de cartographies EBSD (diffraction d'électrons rétrodiffusés), réalisées dans le plan (L-TL) des alliages 2198-T851 et 2196-T851, à cœur de tôle. La technique de préparation des échantillons a consisté en un polissage mécanique, dans les conditions décrites dans le Chapitre II en I.1.3.1, suivi d'une étape de polissage électrolytique avec une cellule de polissage Struers Polectrol® et l'usage d'un bain identique à celui décrit dans le Chapitre II en I.1.3.2. Seules les conditions de potentiel diffèrent : le polissage est réalisé à environ 10°C, avec une tension de 45 V, pendant 7 à 8 secondes.

Les cartographies d'orientation ont été effectuées sur un microscope JEOL 6100 ou JEOL 7000F, avec un pas de 3 µm et une maille hexagonale. Pour le traitement des données, le logiciel OIM® (Orientation Imaging Microscopy) Software a été utilisé. Un soin particulier a été apporté au prélèvement des échantillons pour s'assurer de pouvoir relier précisément les données cristallographiques relatives aux grains à la direction macroscopique de chargement mécanique.

Pour l'alliage 2198-T851, les figures de pôles obtenues après traitement des données issues d'une cartographie réalisée sur une surface de 15 mm² sont présentées en Figure 144. On note la présence d'une composante largement majoritaire de texture de type laiton B (101)<112>, et des traces de composante de type Goss (101)<001>.

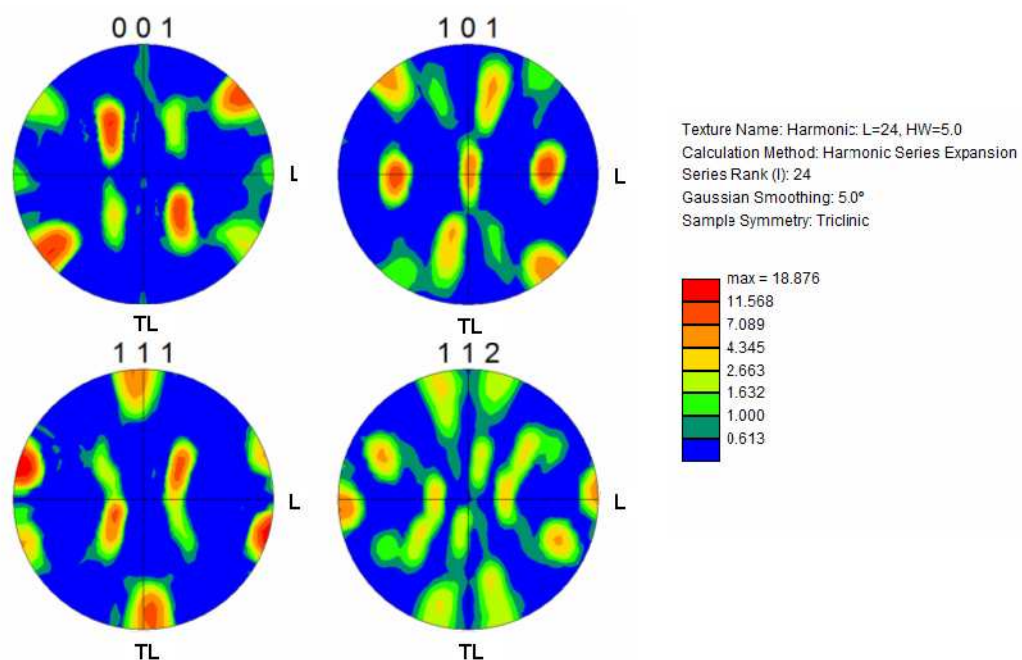


Figure 144 : Figures de pôles de l'alliage 2198-T851.

Pour l'alliage 2196-T851, les figures de pôles obtenues après la cartographie sur une surface de 20 mm² sont présentées en Figure 145.

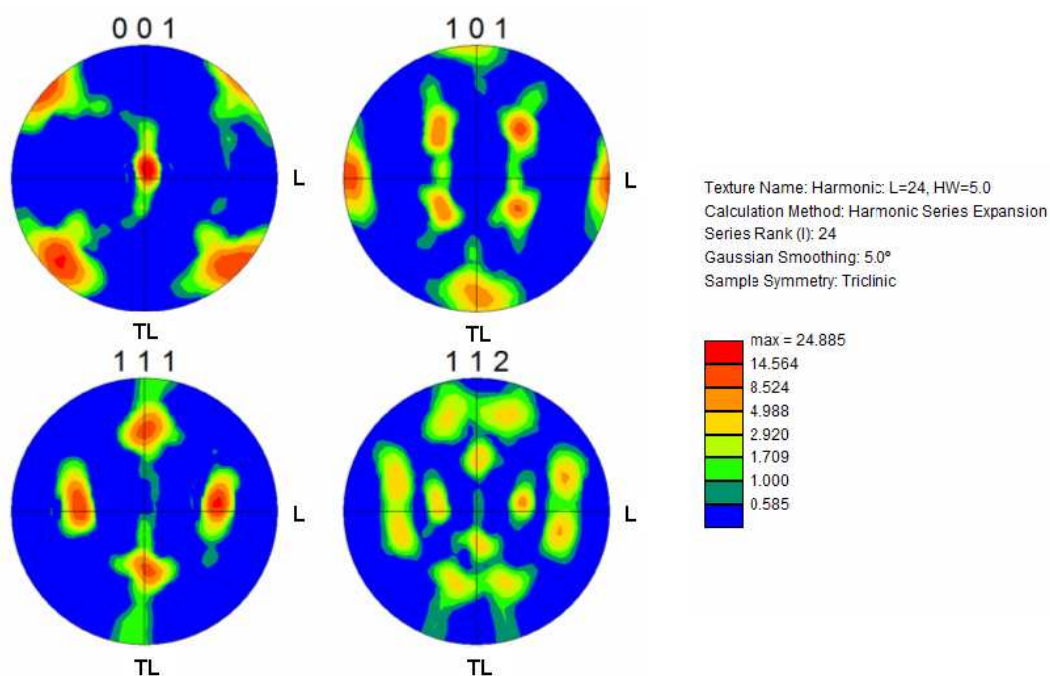


Figure 145 : Figures de pôles de l'alliage 2196-T851.

Pour cet alliage, on distingue une composante principale de texture de type « cube tourné » $(001)\langle 110 \rangle$. Dans les deux cas, la texture est très forte, comme en atteste l'indice de texture supérieur à 10. Aucune mesure de texture n'ayant été réalisée dans l'épaisseur de la tôle, nous formulerons donc ici l'hypothèse que les textures présentées sont caractéristiques de tout le volume.

Afin de montrer à quoi correspondent ces textures, la Figure 146 illustre la configuration spatiale d'une maille élémentaire du réseau cubique à faces centrées dans chacune des composantes de texture identifiées dans les alliages. On notera que la fibre laiton B présente deux variantes, exprimées en angles d'Euler $(\varphi_1, \psi, \varphi_2)$, que nous nommerons :

- laiton B₁ : $(35.3^\circ, 45^\circ, 0^\circ)$;
- laiton B₂ : $(-35.3^\circ, 45^\circ, 0^\circ)$.

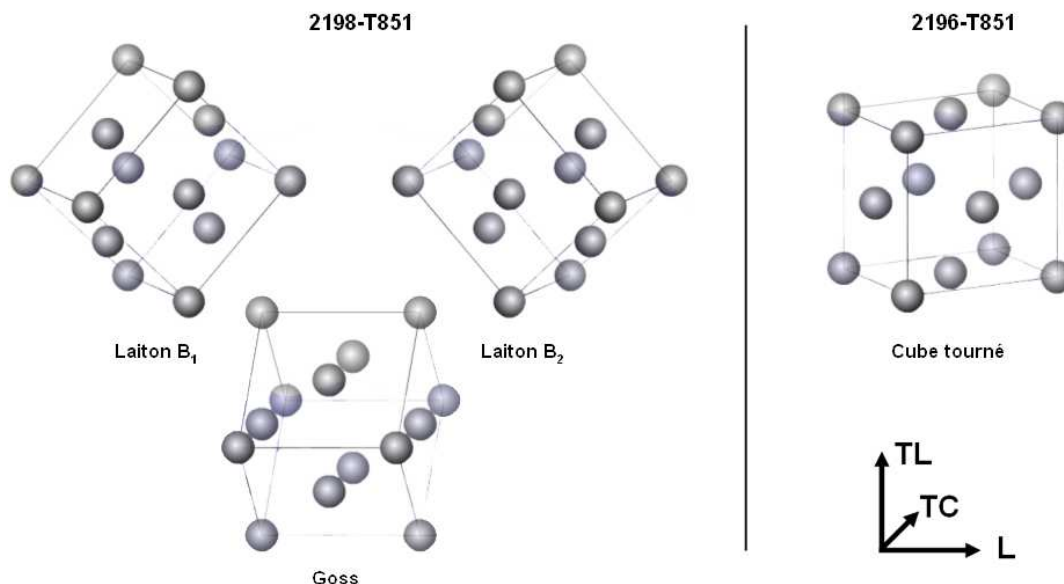


Figure 146 : Configuration spatiale d'une maille élémentaire du réseau cristallin dans le repère de laminage des tôles pour les alliages 2198-T851 et 2196-T851.

En conclusion, nous retiendrons donc que les alliages étudiés apparaissent fortement texturés, et qui plus est présentent des textures différentes entre eux, très probablement en raison de traitements thermo-mécaniques propres à chaque nuance.

II.2 Cheminement de la fissure sous vide

La propagation sous vide, dans sa partie cristallographique en régime de pseudo-stade I, a été montrée comme s'effectuant dans les familles de plans $\{111\}$ grâce aux figures d'attaque

présentées précédemment. La texture de ces alliages étant connue, il est possible, de calculer les facteurs de Schmid des systèmes de glissement dans ces plans dans le cas d'une sollicitation dans la direction TL, ainsi que les traces des plans $\{111\}$ dans le plan (L-TL).

II.2.1. Cas de l'alliage 2198-T851

Dans le cas d'une sollicitation dans la direction TL, le calcul des facteurs de Schmid pour chaque variante de la composante de texture laiton B aboutit à 6 facteurs égaux valant 0,272 et 6 facteurs nuls. Pour la composante de texture Goss, il y a 8 facteurs nuls et 4 facteurs valant 0,408. Les traces des plans $\{111\}$ dans le plan (L,TL) pour les composantes de texture Laiton B₁, Laiton B₂ et Goss, ainsi que les valeur de facteurs de Schmid associés sont illustrées sur la Figure 147.

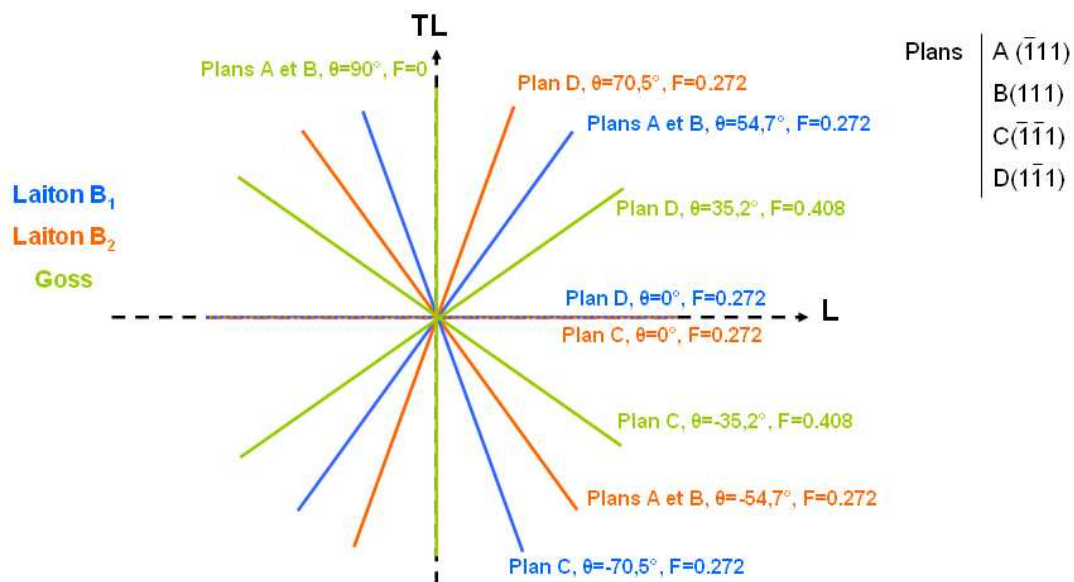


Figure 147 : Traces des plans $\{111\}$ et facteurs de Schmid associés pour les composantes de texture laiton B et Goss dans l'alliage 2198-T851, dans le plan (L,TL).

Dans chacune des deux variantes de la composante de texture laiton B, deux plans $\{111\}$ (plans A et B) présentent une trace en commun, orientée à $54,7^\circ$ (Laiton B₁) et $-54,7^\circ$ (laiton B₂) de la direction de laminage. On note également, pour des raisons de symétrie, la présence commune d'une trace de plan $\{111\}$ dans la direction de laminage, correspondant à un plan $\{111\}$ parallèle au plan (L,TL). Si l'on considère que les éprouvettes sont sollicitées dans le sens TL, la normale à ces plans $\{111\}$ est orthogonale à la direction de sollicitation. D'un point de vue mécanique, le glissement suivant ces plans n'est donc pas possible. Cependant, la déviation de fissure induit un mode I local d'ouverture avec un axe de chargement équivalent qui apparaît dévié par rapport à

l'axe TL ; le glissement suivant ces plans peut alors être envisagé. On considérera donc que pour la composante de texture laiton B, le glissement est possible selon des plans $\{111\}$ présentant des traces orientées de $\pm 70,5^\circ$, $\pm 54,7^\circ$ et 0° par rapport à la direction de laminage. Pour la composante de texture Goss, le glissement sera considéré possible, pour la même raison, selon des plans $\{111\}$ présentant des traces orientées de $\pm 35,3^\circ$ par rapport à la direction de laminage et dans la direction TL.

En observant en microscopie électronique à balayage la propagation cristallographique dans le plan (L-TL) sur le faciès de rupture de l'éprouvette de 2198-T851 testée sous vide, il apparaît clairement, comme le montre la Figure 148, que les arêtes des facettes cristallographiques correspondent en grande majorité aux directions des traces des plans $\{111\}$ des composantes de texture précédemment identifiées, projetées dans le plan d'observation. On observe de plus que la majorité de la propagation semble s'effectuer dans un ensemble de grains texturés selon la composante laiton B₁, dans des directions principales coïncidant avec les traces des plan $\{111\}$ inclinées à $-70,5^\circ$ et 0° par rapport à la direction de laminage. Quelques traces pourraient correspondre à une contribution de la texture « Goss ».

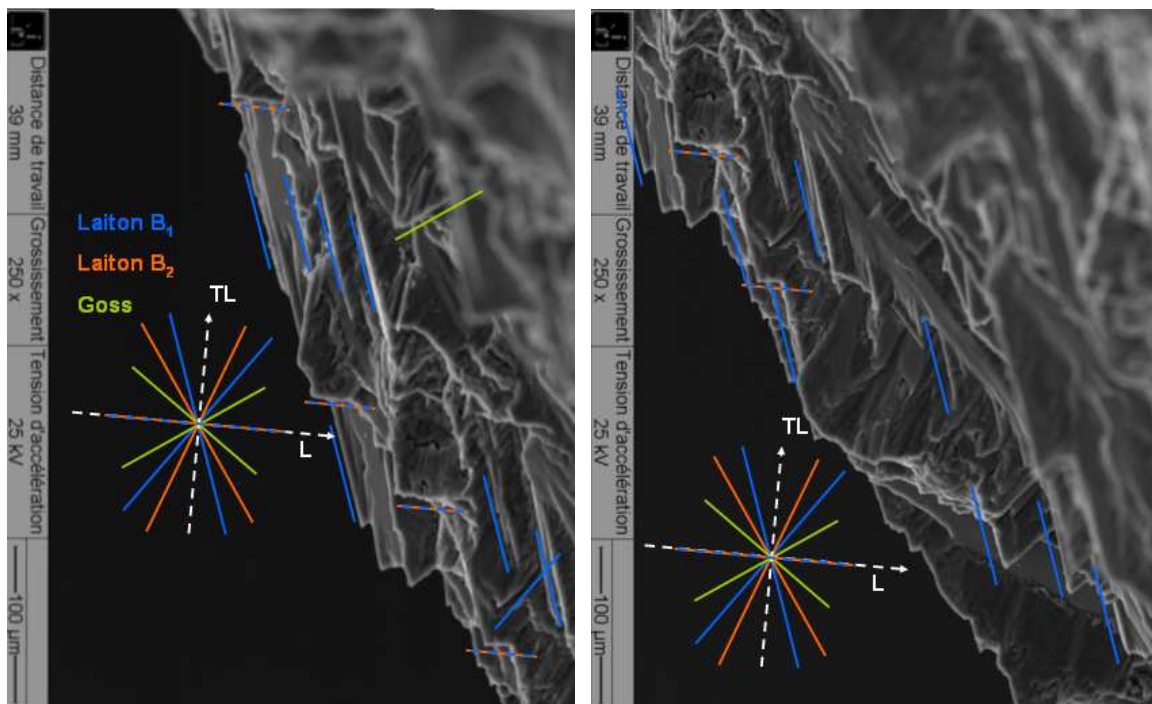


Figure 148 : Observations MEB dans le plan (L-TL) de la propagation sous vide en pseudo-stade I dans l'alliage 2198-T851. Les directions L et TL sont relatives à la configuration de l'éprouvette lors de l'observation.

II.2.2. Cas de l'alliage 2196-T851

Le calcul des facteurs de Schmid pour la composante de texture « cube tourné » aboutit à 8 facteurs nuls, et 4 facteurs valant 0,408. La Figure 149 illustre les traces des plans $\{111\}$ dans le plan (L,TL) pour cette composante de texture.

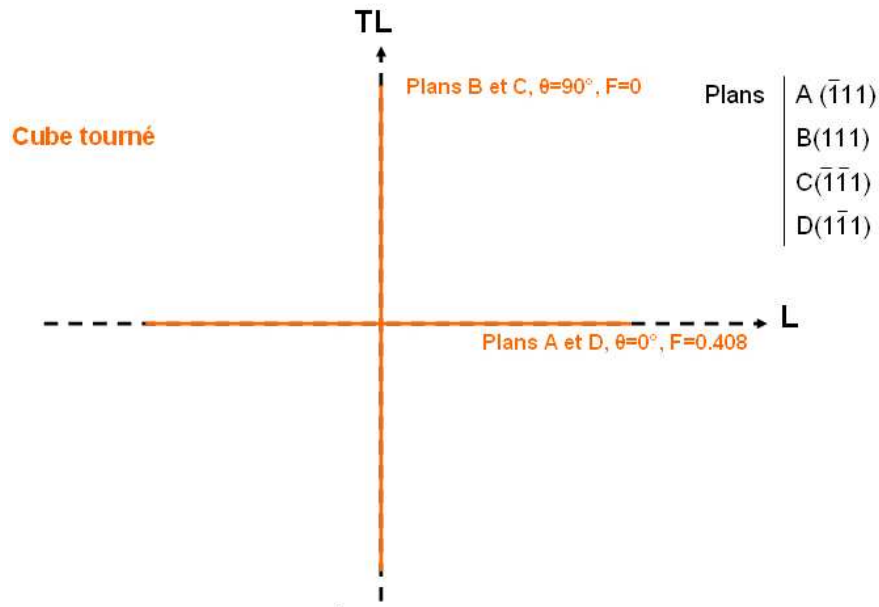


Figure 149 : Traces des plans $\{111\}$ et facteurs de Schmid associés pour la composante de texture « cube tourné » dans l'alliage 2196-T851, dans le plan (L,TL).

En considérant une sollicitation dans l'axe TL, le glissement ne semble donc possible que dans les plans $\{111\}$ dont la trace est orientée dans la direction de laminage. Cependant, pour les mêmes raisons que celle invoquées précédemment, à savoir la déviation de l'axe local de chargement, il n'est pas impossible que le glissement puisse s'effectuer également suivant les plans $\{111\}$ dont la trace est orientée dans la direction TL.

L'observation en microscopie électronique à balayage de la propagation cristallographique dans le plan (L-TL) sur le faciès de rupture de l'éprouvette de 2198-T851 testée sous vide montre d'une part, Figure 150, que les arêtes des facettes cristallographiques coïncident en grande partie avec les traces des plans $\{111\}$ de la composante de texture « cube tourné » dans le plan (L,TL), et d'autre part que le glissement est bel et bien activé dans les plans $\{111\}$ dont la trace dans le plan (L,TL) coïncide avec la direction TL.

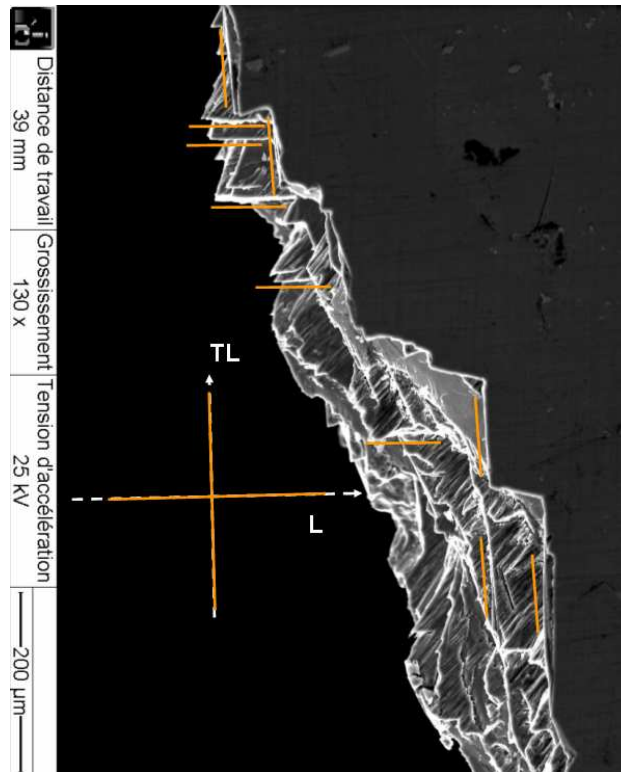


Figure 150 : Observations MEB dans le plan (L-TL) de la propagation sous vide en pseudo-stade I dans l'alliage 2196-T851. Les directions L et TL sont relatives à la configuration de l'éprouvette lors de l'observation.

II.3 Cheminement de la fissure à l'air ambiant

L'analyse réalisée pour le cheminement de la fissure sous vide ne peut malheureusement pas être transposée au cheminement à l'air, pour la simple raison que la propagation ne s'effectue pas suivant un mode de pseudo-stade I, et ne résulte donc pas en la formation de larges facettes cristallographiques dont les arêtes sont bien visibles, et par conséquent dont l'orientation est aisément identifiable. Nous avons néanmoins tenté une analyse locale en EBSD dans le plan (L,TL) de l'éprouvette de 2198-T851 testée à l'air ambiant à $R=0.1$. Pour cela, l'éprouvette a été découpée à cœur, puis la zone contenant la fissure a été prélevée, le tout par électroérosion. Des scans EBSD ont été réalisés le long du chemin de propagation. Ce mode opératoire est illustré par la Figure 151.

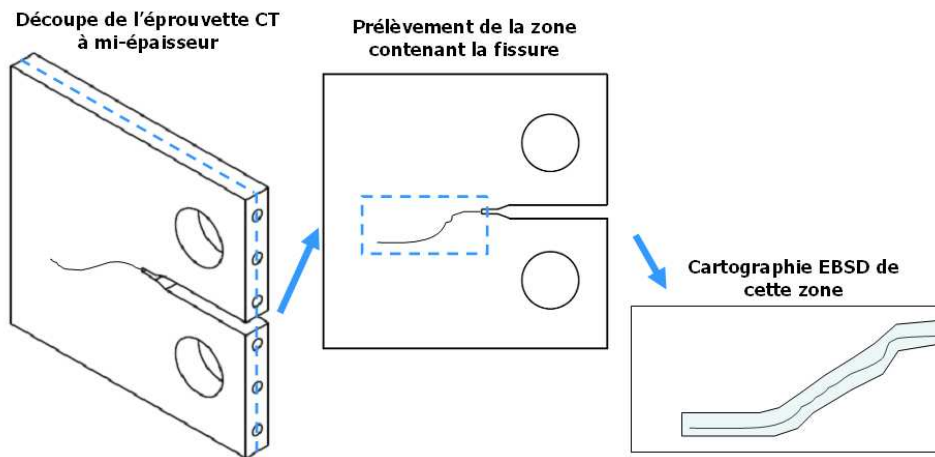


Figure 151 : Protocole suivi pour l'analyse EBSD du chemin de propagation.

Chaque cartographie EBSD mesure 600 μm de hauteur, et 200 μm de largeur, et a été réalisé avec une maille hexagonale et un pas de 3 μm . La Figure 152 montre la superposition des 122 cartographies EBSD nécessaires à la couverture de la totalité du chemin de fissuration, et des images MEB du profil de fissuration. Sur cette figure sont aussi repérées quelques valeurs de ΔK .

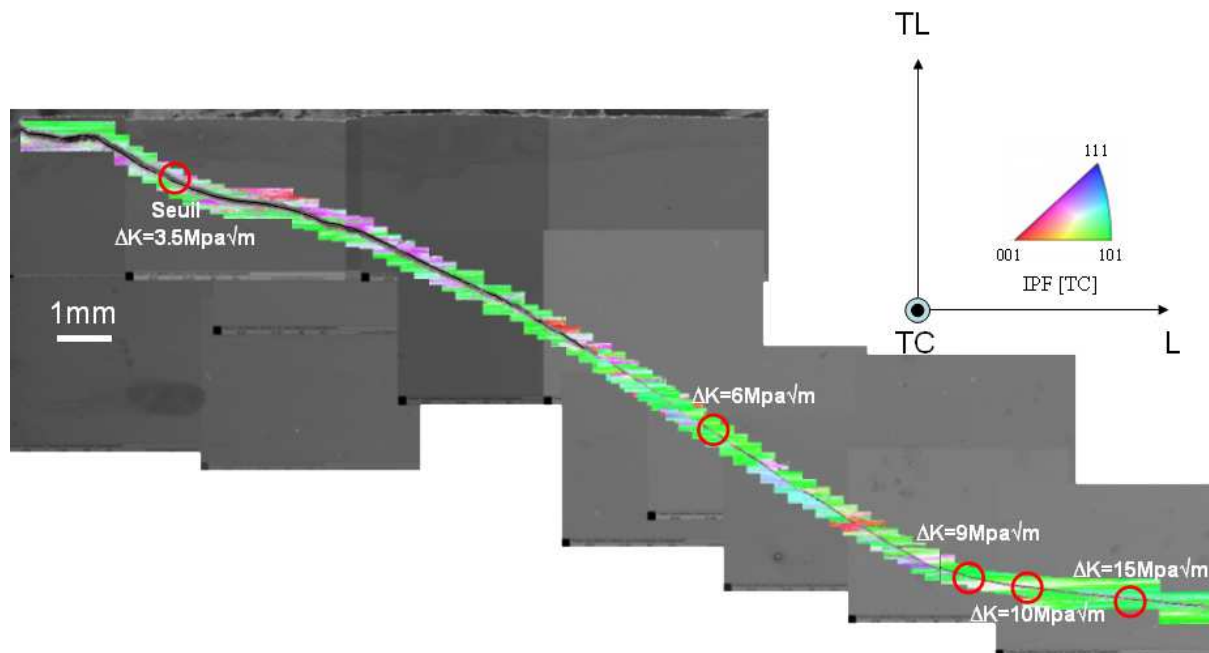


Figure 152 : Superposition des scans EBSD et d'images MEB du profil de fissuration sur l'éprouvette analysée.

La Figure 153, montre une cartographie EBSD dans la partie déviée correspondant à l'endroit sur le chemin de fissuration où $\Delta K=6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

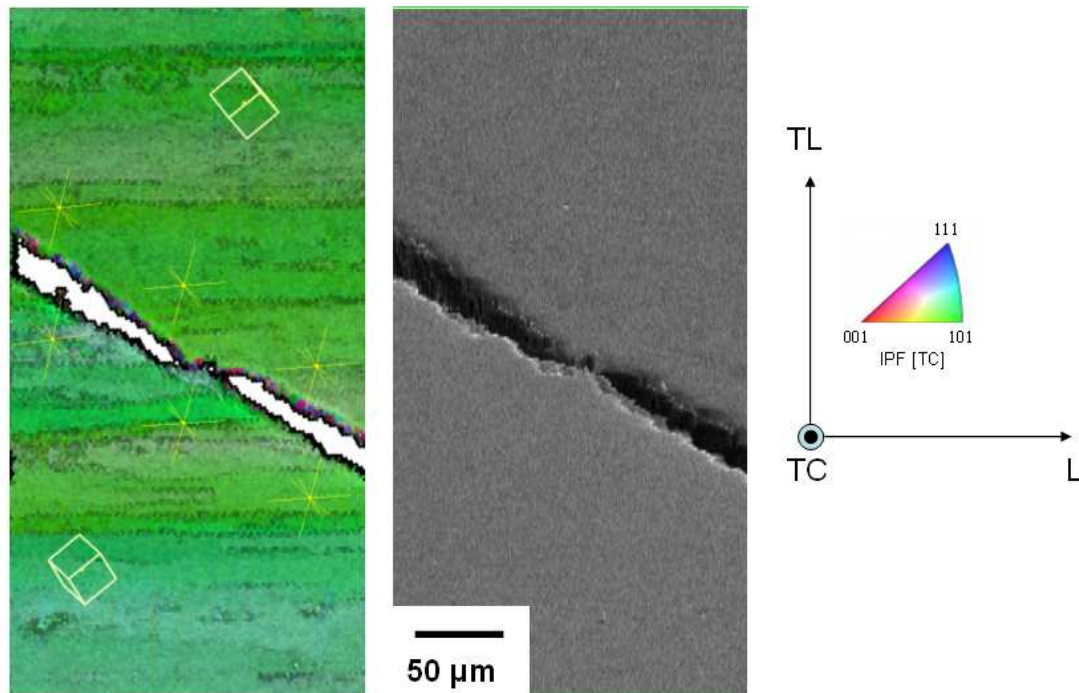


Figure 153 : Scan EBSD et image MEB associée du chemin de fissuration du 2198-T851 à l'air ambiant, à $\Delta K=6 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

On note sur cette figure que les traces de tous les plans $\{111\}$, matérialisées en jaune de part et d'autre de la fissure sur la cartographie EBSD, sont un peu décalées de celles calculées en II.2.1 en raison d'une orientation locale légèrement différente. En particulier, cela laisse apparaître deux traces distinctes au lieu d'une trace unique orientée à $-54,7^\circ$ de la direction de laminage.

Cette figure fait apparaître à elle-seule toute la difficulté rencontrée dans l'établissement de tendances quant aux directions de propagation, en raison du polissage électrolytique, responsable d'effets de bord et donc d'une atténuation de la netteté des contours du chemin de fissuration. L'analyse des données obtenues est donc délicate car on n'observe sur la totalité de la partie déviée aucun élément permettant d'identifier clairement les plans $\{111\}$ empruntés par la fissure. La présence de motifs en chevrons sur le faciès ayant suggéré le glissement alterné dans des plans de type $\{111\}$, il apparaît probable qu'entre chaque alternance la distance parcourue par la fissure ne soit pas assez importante pour que son orientation soit clairement visible, du moins avec cette technique d'analyse.

II.4 Déviation macroscopique de la fissure

Les résultats obtenus grâce aux figures d'attaque et aux analyses EBSD ont permis de montrer que sous vide, la propagation s'effectuait dans des plans de type $\{111\}$, avec un chemin de propagation localement dévié en raison de la présence d'une texture, faisant alterner la propagation entre la direction de laminage et une direction située à $-70,5^\circ$ de cet axe pour l'alliage 2198-T851, et entre la direction de laminage et la direction travers long pour l'alliage 2196-T851. Pourtant, les angles de déviation mesurés localement ne sont pas en accord avec l'angle de déviation macroscopique du chemin de fissuration (pour rappel : 45° pour le 2198-T851, 67° et 45° pour le 2196-T851).

A l'air ambiant, la propagation s'effectue également dans les familles de plans $\{111\}$, selon un mécanisme de glissement alterné résultant en la formation de motifs en chevrons sur les faciès de rupture. Les analyses EBSD n'ont pas permis d'obtenir plus d'information quant à cette propagation. Néanmoins, l'angle de déviation macroscopique mesuré sur les éprouvettes (30° par rapport à la direction de laminage) ne peut, à l'instar de l'angle de déviation obtenu sous vide, être relié aux angles que font les traces des plans $\{111\}$ par rapport à cette même direction.

Il est alors envisageable que la déviation macroscopique de la fissure résulte d'un effet géométrique de combinaison des déviations microscopiques. La valeur de l'angle macroscopique de déviation dépend donc des valeurs respectives d'incrément de fissuration selon chaque direction. Avec un tel modèle « géométrique », il est ainsi possible, moyennant l'hypothèse que la propagation suivant l'axe de laminage et suivant l'axe dévié par rapport à cet axe s'effectue respectivement par incrémentation identique, de rendre compte de manière qualitative de la déviation plus importante obtenue sous vide avec l'alliage 2196-T851 (alternance $0^\circ/90^\circ$) qu'avec l'alliage 2198-T851 (alternance $0^\circ/70.5^\circ$), comme l'illustre la Figure 154.

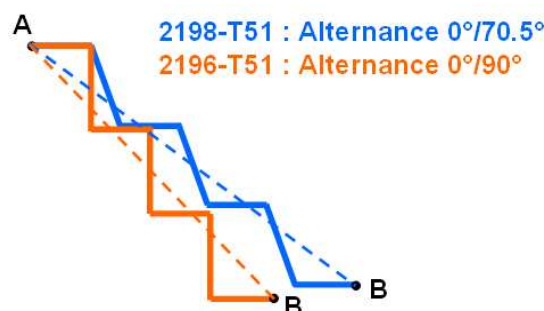


Figure 154 : Illustration de la déviation macroscopique plus importante sur l'alliage 2196-T851 en raison de l'alternance $0^\circ/90^\circ$ contre $0^\circ/70.5^\circ$ avec l'alliage 2198-T851.

Concernant la déviation observée à l'air ambiant, même si les mécanismes diffèrent et que les incréments de fissuration suivant une direction donnée entre chaque alternance sont beaucoup plus faibles, la même tendance devrait être observée. Or, ce n'est pas le cas, puisque les deux alliages présentent à l'air ambiant le même angle macroscopique de déviation de 30°. La réduction de la valeur de cet angle à l'air ambiant comparativement au vide nécessite une composante de fissuration suivant la direction de laminage plus importante. Cela tend à montrer que l'environnement favoriserait la fissuration dans les plans permettant de s'approcher au plus près du mode I d'ouverture, pour lequel l'accès de la phase gazeuse en pointe de fissure est facilité.

II.5 Conditions de déviation

Comme cela a été montré précédemment, la déviation de fissure est clairement associée à la localisation de la déformation. Cette déviation se traduit sous vide par un régime de pseudo-stade I, et à l'air par un régime intermédiaire correspondant à des motifs en chevrons et un caractère facetté sur les faciès de rupture. L'apparition de la localisation a été associée à une valeur de ΔK critique, notée ΔK_{cr} . Pour affiner cette approche, le chemin de propagation obtenu lors d'un essai alternant la propagation à $R=0.7$ et $R=0.1$ sur l'alliage 2050-T84 est présenté en Figure 155, afin de bien préciser si la localisation est gouvernée par K_{max} , ΔK ou ΔK_{eff} .

Cet essai montre les points suivants :

- après amorçage réalisé à $R=0.7$ et après 1 mm de propagation droite (non significative car la fissure est courte et située à proximité de l'entaille), la fissure commence à dévier ;
- après presque 4 mm de propagation à $R=0.7$, le passage à $R=0.1$, en conservant la même valeur de K_{max} ($\approx 16.5 \text{ MPa.m}^{1/2}$) a pour effet de redresser la propagation. La valeur de ΔK est alors passée de $\approx 5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ à $\approx 15 \text{ MPa.m}^{1/2}$;
- la propagation à $R=0.1$ entre $15 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $18 \text{ MPa.m}^{1/2}$ sur 3.3 mm demeure non déviée, et le retour à $R=0.7$, en gardant la même valeur de K_{max} ($\approx 20 \text{ MPa.m}^{1/2}$) a pour effet de réamorcer la déviation de la fissure. La valeur de ΔK a alors varié de $\approx 18 \text{ MPa.m}^{1/2}$ à $\approx 6 \text{ MPa.m}^{1/2}$;
- la fin de la propagation, réalisée à $R=0.7$, apparaît déviée entre $\Delta K = 6 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $\Delta K \approx 9 \text{ MPa.m}^{1/2}$, et droite au-delà jusqu'à $\Delta K \approx 22 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

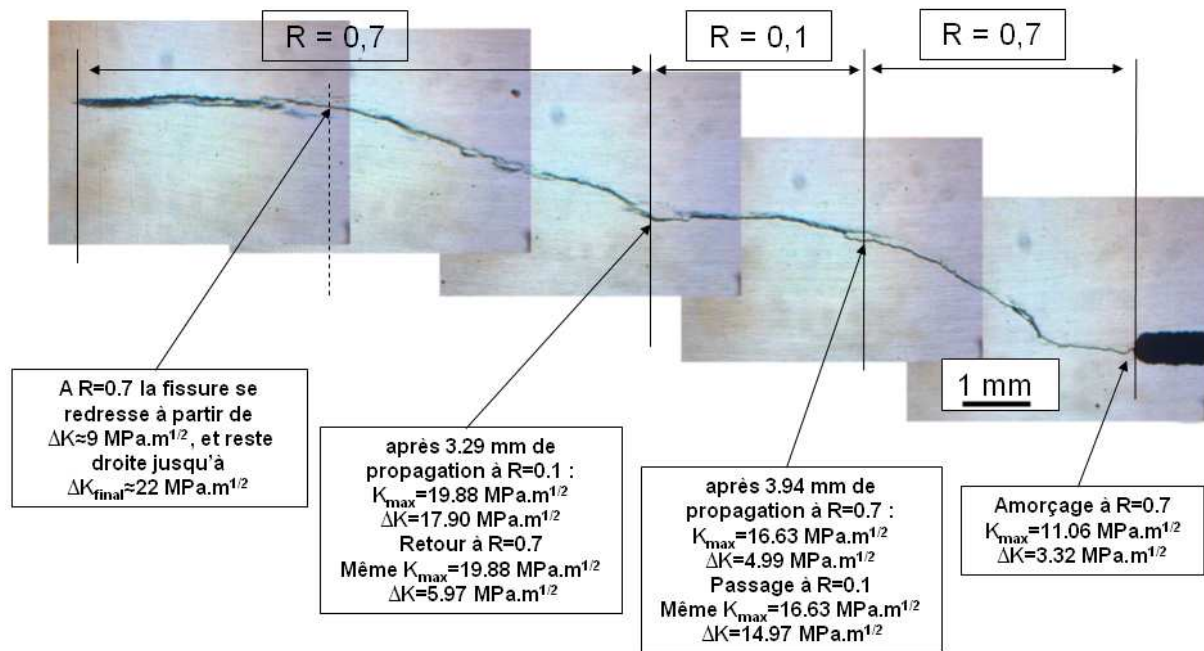


Figure 155 : Chemin de fissuration obtenu lors d'un essai à rapport de charge alternant entre $R=0,7$ et $R=0,1$ sur l'alliage 2050-T84 à l'air ambiant.

La valeur ΔK_{cr} à $R=0,7$ étant identique à celle observée à $R=0,1$ ($\Delta K_{\text{cr}} \approx 9 \text{ MPa.m}^{1/2}$), l'essai semble montrer que la déviation, et donc la localisation de la déformation, est gouvernée par le ΔK . Cependant, dans ce domaine où il n'y a pas beaucoup de fermeture, les valeurs ΔK_{cr} et $\Delta K_{\text{eff,cr}}$ sont très proches. D'un point de vue physique, il est plus vraisemblable que ce soit en fait le ΔK_{eff} qui gouverne la déviation, car celle-ci est liée à la plasticité cyclique en pointe de fissure, la partie du cycle en dessous de K_{op} ne mobilisant pas les dislocations.

II.6 Conclusion

La propagation avec une fissure déviée a été étudiée sur les alliages 2198-T851 et 2196-T851. L'effet intrinsèque de la microstructure a été mis en évidence à travers la présence d'une texture cristallographique prononcée sur chaque alliage, induisant sous vide une fissuration déviée de la normale à la direction de sollicitation par propagation alternée sur des distances de l'ordre de la taille de grain dans des plans de type $\{111\}$.

A l'air ambiant, la propagation s'effectue également par alternance dans des systèmes de glissement de type $\{111\}$, mais sur des distances beaucoup plus courtes que sous vide. L'obtention d'angles de déviation plus faibles comparativement au vide suggère une influence de l'environnement, induisant une part plus importante de glissement selon des plans de type $\{111\}$ favorisant l'ouverture en mode I et la pénétration de la phase gazeuse en pointe de fissure.

Les angles de déviation macroscopiques mesurés à l'air ambiant et sous vide semblent résulter d'un effet de combinaison de déviations microscopiques, lesquelles ont été montrées parfaitement cohérentes sous vide avec les analyses menées à partir des mesures de texture.

Enfin, la déviation de la fissure a été reliée à la localisation de la déformation, pilotée par la valeur ΔK_{cr} identifiée en I.2.2, relative à la taille de zone plastique cyclique.

III. Modélisation de la propagation dans l'alliage 2050-T84 et exemple d'application

L'utilisation de modèles cycle à cycle de prévision de durées de vie de structures en fissuration par fatigue est largement répandue dans l'industrie aéronautique. Parmi ces modèles, certains sont basés sur le concept de fermeture de fissure. Ceux-ci diffèrent essentiellement par la façon dont est évaluée la fermeture, mais ont un point commun, qui est l'utilisation d'une loi de base reliant la vitesse de propagation da/dN à l'amplitude effective de variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} , nécessaire au calcul de l'incrément de fissuration pour un cycle donné. L'effet du rapport de charge R est pris en compte dans ces modèles à travers la variation de la fermeture. Cependant, comme cela a été montré dans les parties précédentes, il n'y a pas unicité de la courbe effective des alliages étudiés en raison des interactions entre les mécanismes de propagation, la fermeture de fissure et l'environnement. Cette section du chapitre IV est consacrée à l'élaboration d'un modèle analytique de la propagation dans le cas de l'alliage 2050-T84, pour lequel le plus de données expérimentales sont disponibles. Ce modèle se propose de tenir compte de l'effet du rapport de charge et de décrire la courbe effective de fissuration en considérant les différents régimes de propagation identifiés en I.2. La relation qui en est issue pourra ainsi servir de loi de base pour des modèles industriels prédictifs reposant sur le concept de fermeture de fissure.

III.1 Présentation du modèle

Comme cela a été montré précédemment, on distingue pour l'alliage 2050-T84 à l'air ambiant trois régimes de propagation :

- le stade II intrinsèque, pouvant être modélisé ainsi (pour rappel du Chapitre I) :

$$\frac{da}{dN} = \frac{A}{D_0} * \left(\frac{\Delta K_{eff}}{E} \right)^4$$

- le stade II assisté de l'adsorption de vapeur d'eau, pouvant être modélisé comme suit (en régime saturé) :

$$\frac{da}{dN} = \frac{A}{D^*} \left(\frac{\Delta K_{eff}}{E} \right)^4$$

- la propagation assistée par l'hydrogène, pouvant être modélisée de la façon suivante (en prenant en compte l'effet de seuil) :

$$\frac{da}{dN} = \frac{B}{\sigma_{yH} E} \left(\Delta K_{eff}^2 - \Delta K_{eff,th}^2 \right)$$

Les valeurs des déformations cumulées intrinsèque D_0^* et sous adsorption saturante D^* étant des constantes pour un alliage donné, ces équations peuvent être réécrites de façon plus synthétique selon les formules suivantes :

- le stade II intrinsèque :

$$\frac{da}{dN} = A_0^* (\Delta K_{eff})^4$$

- le stade II assisté de l'adsorption de vapeur d'eau en régime saturé :

$$\frac{da}{dN} = A^* (\Delta K_{eff})^4$$

- la propagation assistée par l'hydrogène :

$$\frac{da}{dN} = B^* (\Delta K_{eff}^2 - \Delta K_{eff,th}^2)$$

avec : $A_0^* = A/(D_0^* \cdot E^4)$;

$A^* = A/(D^* \cdot E^4)$;

$B^* = B/(\sigma_{yH} \cdot E)$.

La valeur du coefficient A^* est identifiée sur la base de l'essai réalisé à $R=0.7$, pour lequel le mécanisme gouvernant la propagation est montré identique au stade II assisté de l'adsorption de vapeur d'eau. La valeur du coefficient A_0^* est identifiée à partir de l'essai sous vide $R=0.1$, pour lequel le mécanisme gouvernant la propagation a été montré identique au stade II intrinsèque. Enfin, la valeur du coefficient B^* est identifiée aux faibles valeurs de ΔK à partir de l'essai $R=0.1$ ainsi que d'un essai complémentaire à $R=0.7$, pour lesquelles il a été proposé que la propagation est assistée par l'hydrogène. On trouve alors :

$$A_0^* = 4,46.10^{-12} \text{ MPa}^{-4}.\text{m}^{-1} ;$$

$$A^* = 1,86.10^{-11} \text{ MPa}^{-4}.\text{m}^{-1} ;$$

$$B^* = 3,63.10^{-10} \text{ MPa}^{-2}.$$

Les données $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ ayant servi à l'identification sont présentées en Figure 156, sur laquelle sont superposés les régimes de propagation.

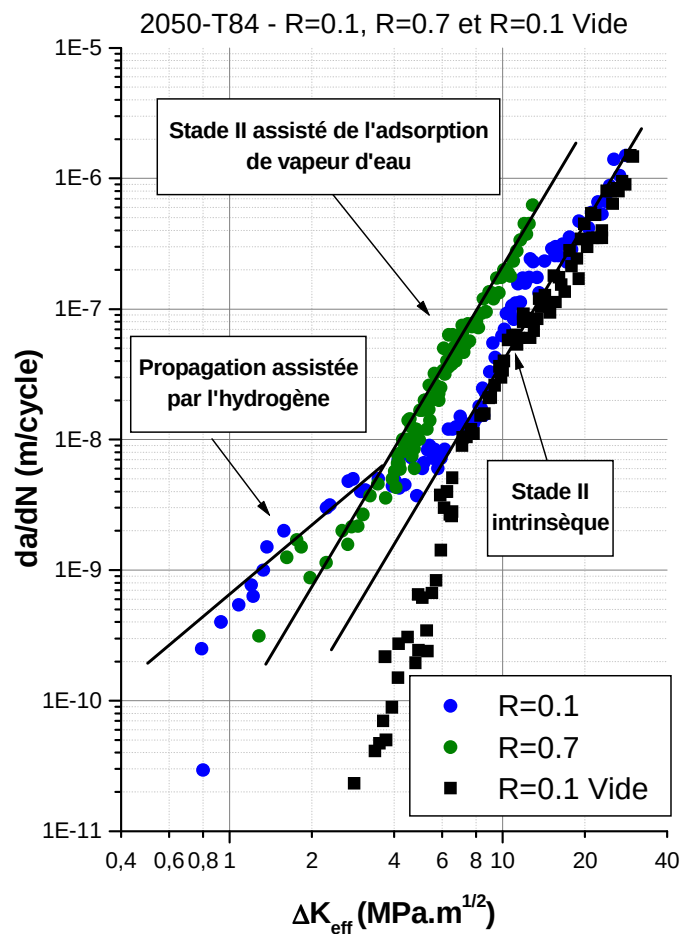


Figure 156 : Données $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ à l'air ambiant à $R=0.1$, $R=0.4$ et $R=0.7$ pour l'alliage 2050-T84 et régimes de propagation identifiés.

N'ayant pas unicité de la courbe effective, la Figure 157 illustre les courbes effectives correspondant aux essais à $R=0.1$, $R=0.4$ et $R=0.7$. On remarque qu'à la dispersion expérimentale près, l'assistance de l'hydrogène semble intervenir pour tous les rapports de charge testés. La principale différence entre les courbes est leur positionnement respectif par rapport aux régimes du stade II assisté par l'adsorption de vapeur d'eau et du stade II intrinsèque.

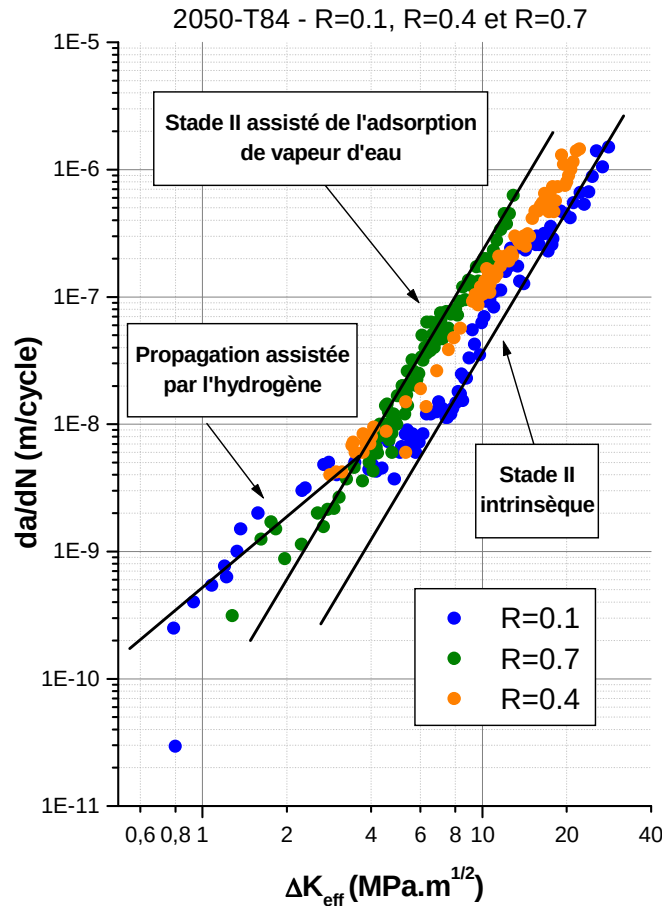


Figure 157 : Courbes effectives de l'alliage 2050-T84 à l'air ambiant à $R=0.1$, $R=0.4$ et $R=0.7$.

Conformément aux modèles proposés antérieurement [54, 56, 62, 74], un modèle de superposition de la forme suivante peut être considéré pour décrire l'évolution de la vitesse de fissuration dans ce domaine intermédiaire :

$$\frac{da}{dN} = \psi \left(\frac{da}{dN} \right)_{ads} + (1 - \psi) \left(\frac{da}{dN} \right)_{int}$$

avec : $\left(\frac{da}{dN}\right)_{ads} = A * (\Delta K_{eff})^4$

et $\left(\frac{da}{dN}\right)_{int} = A_0 * (\Delta K_{eff})^4$.

ψ est un paramètre :

- valant 1 lorsque l'effet de l'environnement est saturant, et dans ce cas :

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{da}{dN}\right)_{ads} ;$$

- valant 0 lorsque l'effet de l'environnement est nul, et dans ce cas :

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{da}{dN}\right)_{int}$$

La valeur de ψ pour une valeur donnée de ΔK est donc définie comme le rapport de l'écart de vitesse par rapport au régime intrinsèque et de l'écart maximum de vitesse entre le régime assisté par l'adsorption de vapeur d'eau et le régime intrinsèque :

$$\Psi = \frac{\left(\frac{da}{dN}\right) - \left(\frac{da}{dN}\right)_{int}}{\left(\frac{da}{dN}\right)_{ads} - \left(\frac{da}{dN}\right)_{int}}$$

L'évolution du paramètre ψ dépend des facteurs influant sur la pression partielle d'eau en pointe de fissure (qui peut être beaucoup plus basse que la pression partielle d'eau de l'atmosphère environnant) et donc des conditions d'accès de la phase gazeuse à la pointe de la fissure, en particulier :

- de la pression partielle de vapeur d'eau;
- de la fréquence d'essai;
- de l'ouverture effective de la fissure (donc de la valeur de ΔK_{eff});
- de l'étendue des surfaces fraîches nouvellement créées (donc de la vitesse).

La dépendance à la pression partielle de vapeur d'eau et à la fréquence peut être prise en compte par le paramètre X [76], représentant l'exposition, défini par :

$$X = \frac{P_{H_2O}}{2f}$$

avec P_{H_2O} la pression partielle de vapeur d'eau et f la fréquence.

La dépendance vis-à-vis de ΔK_{eff} (COD et nouvelle étendue de la surface de fissure) est prise en compte en considérant que l'aire de la surface de fissure créée à chaque cycle est proportionnelle à ΔK_{eff}^2 , ce qui revient à pondérer le paramètre d'exposition par un terme inversement proportionnel, soit ΔK_{eff}^{-2} , selon l'expression proposée par Sarrazin-Baudoux [167].

On a donc :

$$X = \frac{1}{\Delta K_{eff}^2} \frac{P_{H_2O}}{2f}$$

Pour $R=0.4$, les valeurs de ψ calculées en fonction de X sont montrées en Figure 158. La pression partielle de vapeur d'eau à l'air ambiant est considérée égale à 1300 Pa, et la fréquence d'essais est dans tous les cas de 35Hz.

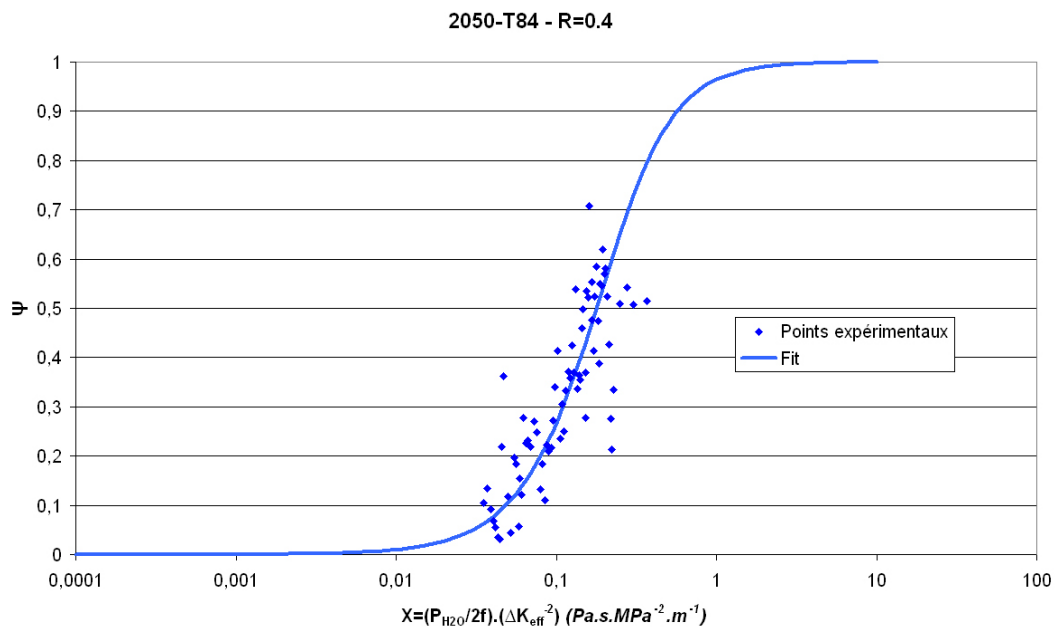


Figure 158 : Evolution de Ψ en fonction du paramètre d'exposition X à $R=0.4$.

A partir des points expérimentaux, une fonction permettant de décrire l'évolution de ψ en fonction de X issue du modèle précédent est de la forme [167, 168] :

$$\psi = \left[\frac{X^2}{X^2 + X_{cr}^2} \right]^{\frac{3}{4}}$$

avec X_{cr} un paramètre d'exposition critique correspondant au point d'inflexion de la courbe $\psi(X)$ en forme de « S ».

L'influence du rapport de charge sur l'exposition peut être traduit par une variation de X_{cr} en fonction de R (donc de l'ouverture de la fissure), soit :

$$X_{cr} = \alpha(R) X_{cr0}$$

avec : $\alpha(R)$ un paramètre variant entre 0 et 1 en fonction du rapport de charge ;

X_{cr0} une valeur caractéristique du paramètre d'exposition critique.

Le Tableau 24 rassemble les valeurs de X_{cr} calculées pour les trois valeurs du rapport de charge utilisées :

Rapport de charge	0.1	0.4	0.7
X_{cr} (Pa.s.MPa ⁻² .m ⁻¹)	2	0.22	0.01

Tableau 24 : Valeurs de X_{cr} en fonction du rapport de charge.

Considérant une loi $\alpha(R)$ de la forme :

$$\alpha = 1 - \frac{R^4}{R^4 + 2,8.10^{-3}}$$

on peut tracer l'évolution de α en fonction de R selon la courbe en forme de « S » illustrée par la Figure 159, qui conduit à une valeur $X_{cr0}=2.1 \text{ Pa.s.MPa}^{-2}.\text{m}^{-1}$.

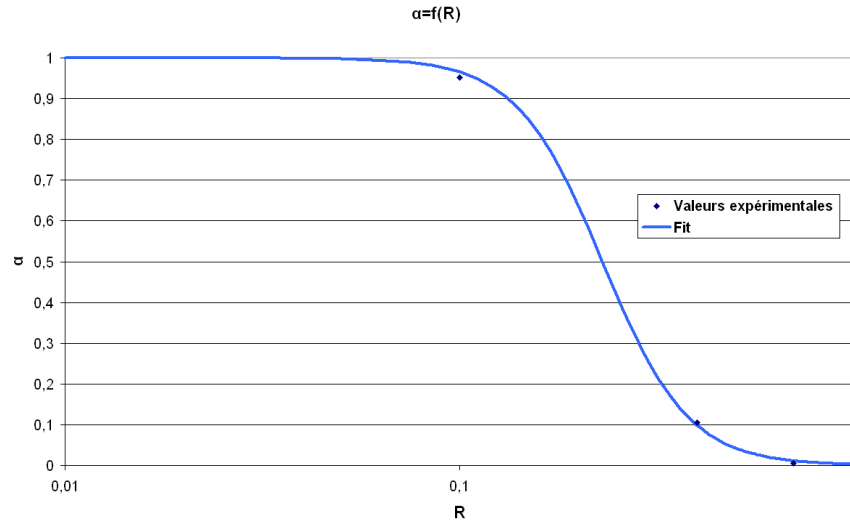
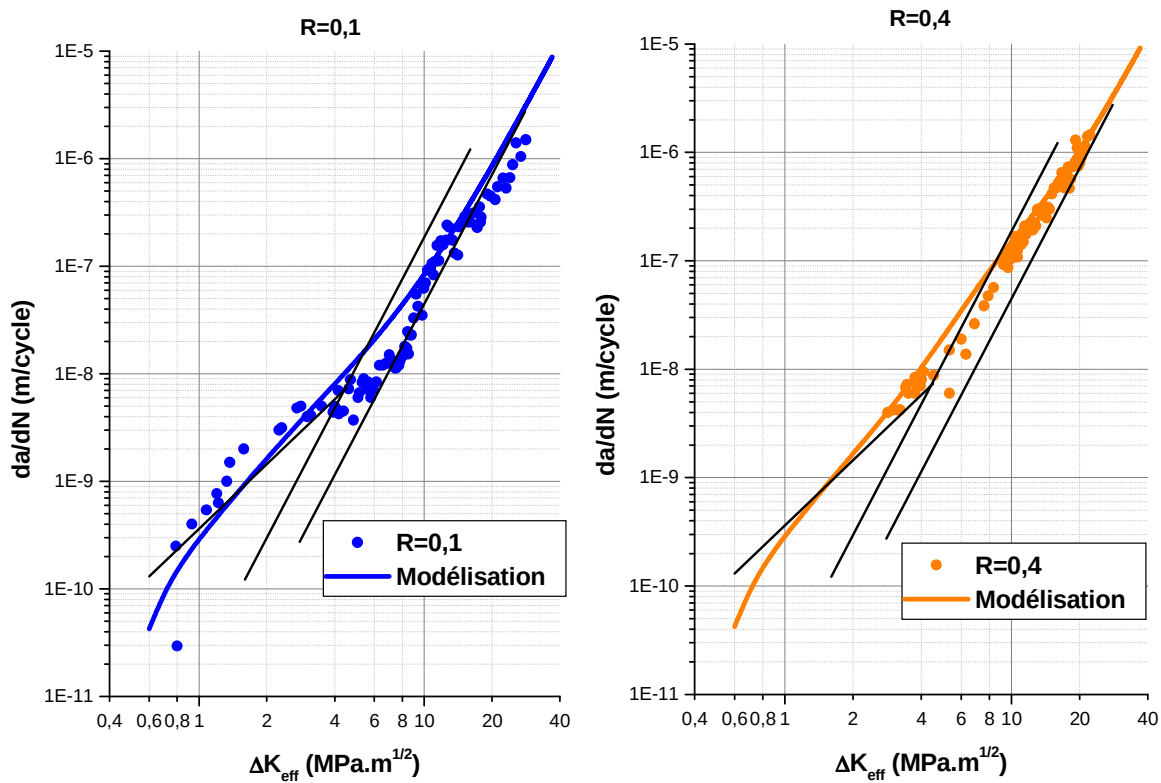


Figure 159 : Evolution du paramètre α en fonction du rapport de charge.

La vitesse de propagation, en considérant une loi de simple superposition [55] peut s'écrire de la façon suivante :

$$\frac{da}{dN} = B * (\Delta K_{eff}^2 - \Delta K_{eff,th}^2) + \Psi A * (\Delta K_{eff})^4 + (1 - \Psi) A_0 * (\Delta K_{eff})^4$$

La Figure 160 compare les courbes $da/dN - \Delta K_{eff}$ fournies par ce modèle aux courbes expérimentales respectivement pour les trois valeurs de R.



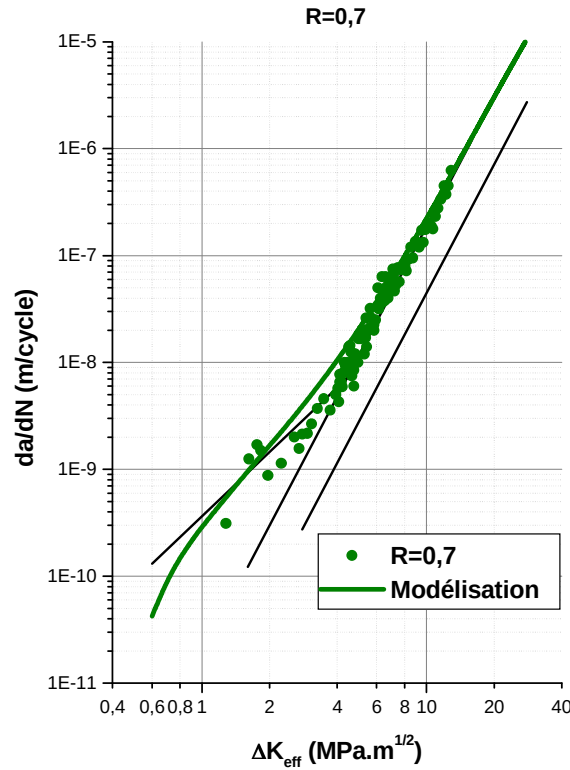


Figure 160 : Comparaison expérience / modélisation des données effectives de fissuration à R=0,1, R=0,4 et R=0,7 pour l'alliage 2050-T84.

On note d'une manière générale un assez bon accord entre la modélisation et les données expérimentales. Cependant, on peut remarquer que la transition du régime de propagation assistée par l'hydrogène au régime de stade II assisté de l'adsorption de vapeur d'eau n'est pas bien décrite, en raison d'une transition trop « douce » induite par la simple sommation des deux contributions. Une expression de la forme suivante rend plus sévère la transition d'un régime à l'autre :

$$\frac{da}{dN} = \sqrt[p]{\left[B * (\Delta K_{eff}^2 - \Delta K_{eff,th}^2) \right]^p + \left[\Psi A * \Delta K_{eff}^4 + (1 - \Psi) A_0 * \Delta K_{eff}^4 \right]^p}$$

La Figure 161 montre qu'avec $p = 4$ on obtient une description optimale de cette transition de pente, la transition associée à la disparition de l'adsorption à vitesse élevée restant bien prise en compte selon R. La relation ci-dessous sera donc prise en considération dans l'exemple d'application évoqué plus loin :

$$\frac{da}{dN} = \sqrt[4]{\left[B * (\Delta K_{eff}^2 - \Delta K_{eff,th}^2) \right]^4 + \left[\Psi A * \Delta K_{eff}^4 + (1 - \Psi) A_0 * \Delta K_{eff}^4 \right]^4}$$

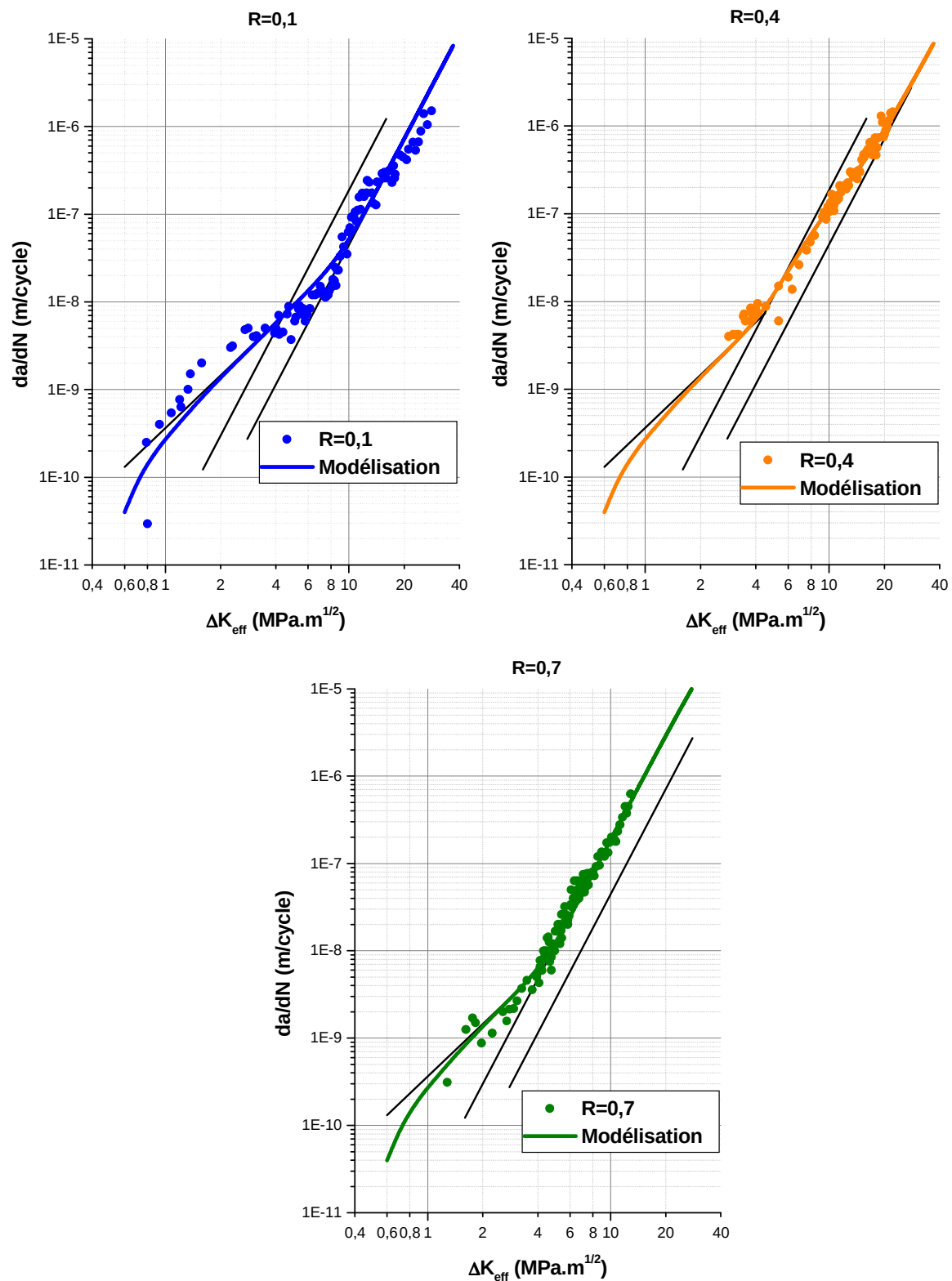


Figure 161 : Comparaison expérience / modélisation des données effectives de fissuration à $R=0,1$, $R=0,4$ et $R=0,7$ pour l'alliage 2050-T84.

III.2 Exemple d'application : loi de base au modèle PREFFAS

III.2.1. Présentation succincte du modèle PREFFAS

Le modèle PREFFAS (**PRE**vision de la **F**issuration en **F**atigue, **Aé**ro**S**patiale), proposé par Aliaga, Davy et Schaff [169, 170] dans les années 80, est un modèle simple d'utilisation, nécessitant un nombre réduit d'essais de calibration pour caractériser le comportement d'un matériau et sa sensibilité aux effets de surcharge. Il s'agit d'un modèle basé sur le concept de fermeture de fissure développé par Elber, appliqué à une loi de propagation de type Paris. Outre PREFFAS, il existe deux autres modèles principaux basés sur le concept de fermeture de fissure (modèle ONERA et modèle CORPUS). Ces modèles se différencient entre eux principalement à travers la manière dont est appréhendée la valeur de K_{op} , facteur d'intensité de contrainte à l'ouverture, qui dépend de l'histoire du chargement. Pour le modèle PREFFAS, au cycle i , l'incrément de fissuration noté Δa_i est calculé ainsi :

$$\Delta a_i = C(K_{max,i} - K_{op,i})^m = C \Delta K_{eff,i}^m$$

avec $K_{op,i}$ le facteur d'intensité de contrainte à l'ouverture au cycle i , C et m les coefficients de la loi de Paris.

On a les relations suivantes :

$$\Delta K_{eff,i} = U \Delta K = U(K_{max}^* - K_{min}^*)$$

$$U = A + BR$$

$$R = K_{min}^* / K_{max}^*$$

avec les valeurs K_{min}^* et K_{max}^* dépendant de l'histoire du chargement (la méthode de détermination de ces valeurs ne sera pas détaillée ici), et A et B étant des paramètres caractéristiques du matériau.

On voit ici la nécessité de disposer d'une formulation analytique de la loi de propagation effective (loi de base) pour un alliage donné, pour réaliser le calcul explicite de l'incrément de fissuration résultant d'un ΔK_{eff} appliqué.

Dans le cas du modèle PREFFAS, pour un spectre donné, les incréments de fissuration sont calculés cycle à cycle.

III.2.2. Méthode classique d'obtention de la loi de base

Comme mentionné ci-dessus, quatre paramètres sont suffisants pour utiliser le modèle PREFFAS : les paramètres C et m de la loi de Paris, et les paramètres A et B permettant de calculer le ΔK_{eff} .

Selon les auteurs du modèle, la relation empirique $A+B=1$ peut être utilisée pour les alliages d'aluminium et les aciers [170].

La détermination des paramètres du modèle requiert deux essais de fissuration :

- un essai à $R=0.1$ à amplitude de charge constante ;
- un essai à amplitude de charge constante avec application périodique d'une surcharge tous les 1000 cycles. Typiquement, il s'agit d'un essai à $R=0.1+1.7/1000$, le taux de surcharge 1.7 ayant d'une part été jugé réaliste en particulier pour les spectres de volure et d'autre part l'expérience a montré qu'il permettait d'obtenir de bonnes prédictions.

A partir des points expérimentaux, on détermine les valeurs des coefficients m , C_1 et C_2 telles que :

- pour l'essai à $R=0.1$: $da/dN=C_1(\Delta K)^m$;
- pour l'essai de surcharges répétées : $da/dN=C_2(\Delta K)^m$.

Il est à noter que le modèle implique que la valeur du coefficient m soit identique pour les deux essais.

Le rapport C_1/C_2 , appelé « coefficient de retard », permet alors d'accéder à la valeur du coefficient B , déterminée à partir d'abaques (eux-mêmes construits à partir du modèle, où pour un couple B et m ne correspond qu'une seule valeur de C_1/C_2). Grâce à la loi $A+B=1$, on détermine A . Quelque soit le rapport de charge on a :

$$da/dN=C(\Delta K_{eff})^m=C(U\Delta K)^m=CU^m\Delta K^m$$

Pour $R=0.1$, on a également : $da/dN=C_1(\Delta K)^m$, on obtient ainsi la valeur de C :

$$C=C_1/(U^m)=C_1/(A+0.1B)^m$$

Une illustration de cette procédure est présentée en Figure 162, avec l'alliage 2124-T351.

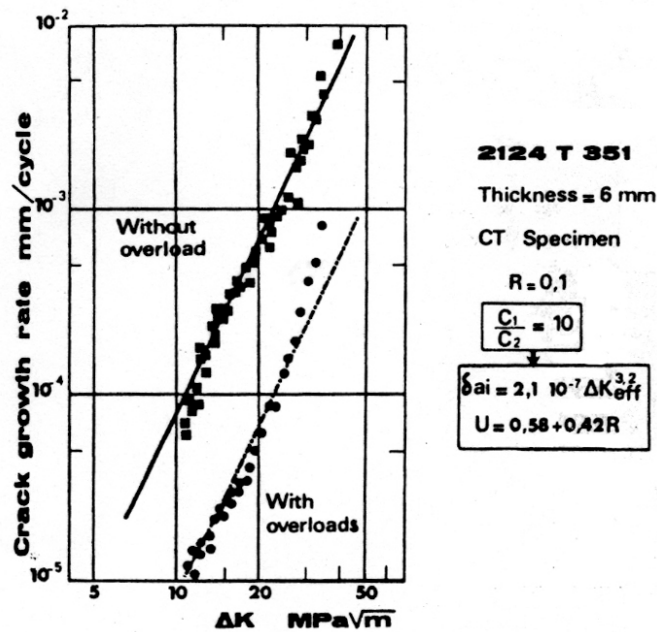


Figure 162 : Essais de fissuration à $R=0.1$ et $R=0.1+1.7/1000$ sur l'alliage 2124-T351 pour calibration du modèle PREFFAS [170].

Pour vérifier la calibration du modèle, on peut éventuellement réaliser un essai à amplitude de charge constante avec un autre rapport de charge R^* (généralement plus élevé) et comparer les résultats avec le modèle, qui donne pour $R=R^*$:

$$C_{R=R^*} = C(A + BR^*)^m$$

La Figure 163 montre la comparaison des résultats expérimentaux d'un essai à $R=0.6$ sur un alliage 2124-T351 et la prévision du modèle qui s'avère concluante.

Enfin, la Figure 164 présente, pour l'alliage 2124-T351 soumis à un spectre AL60, les résultats expérimentaux ainsi que la prévision de la fissuration selon le modèle PREFFAS à partir des paramètres identifiés précédemment. Un bon accord est obtenu entre les deux résultats.

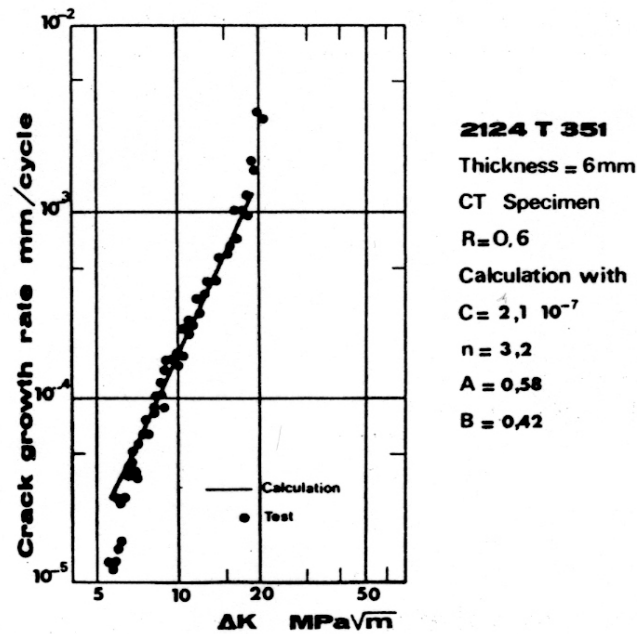


Figure 163 : Comparaison essai/modèle à $R=0.6$ pour l'alliage 2124-T351 [170].

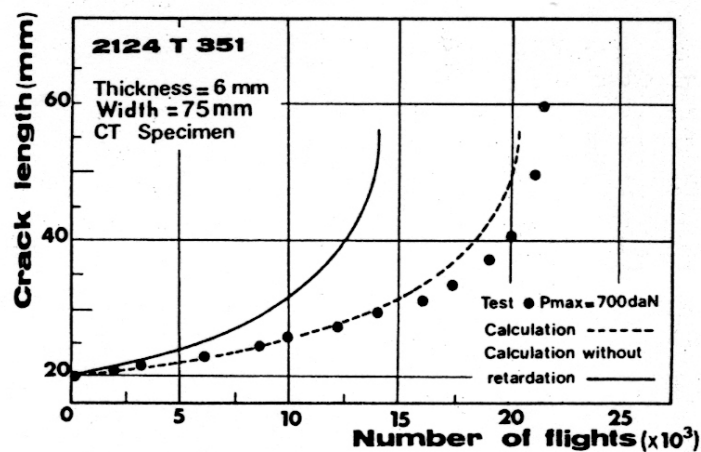


Figure 164 : Comparaison essai/modèle sur l'alliage 2124-T351 sous spectre AL60 [170].

III.2.3. Application du modèle de base à l'alliage 2050-T84

Le Tableau 25 synthétise les domaines de ΔK explorés au cours des essais considérés et qui correspondent au domaine classique dit « de Paris ».

Essai	$R=0.1$	$R=0.1+1.7/1000$	$R=0.7$	$R=0.4$
Domaine de ΔK ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	5-30	7-20	3-13	8-22

Tableau 25 : Domaines de ΔK utilisés selon les essais pour la calibration du modèle PREFFAS.

La Figure 165 présente les courbes nominales à $R=0.1$ et $R=0.1+1.7/1000$ ainsi que les courbes modélisées avec une loi de type Paris, pour lesquelles les coefficients sont présentés dans le Tableau 26.

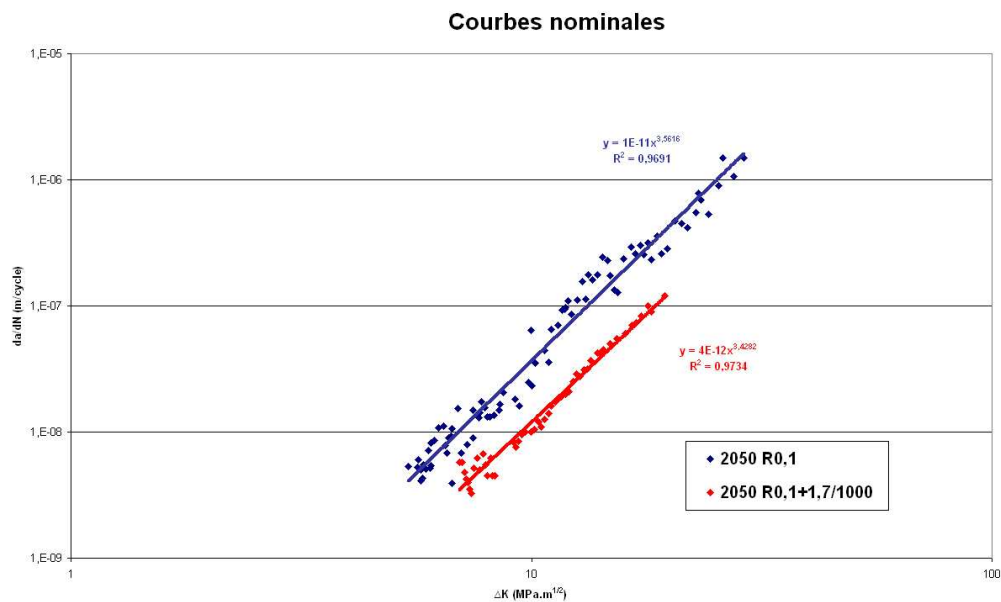


Figure 165 : Identification des lois de Paris sur les essais à $R=0.1$ et $R=0.1+1.7/1000$.

R=0.1		R=0.1+1.7/1000			
$da/dN=C_1(\Delta K)^{m_1}$		$da/dN=C_2(\Delta K)^{m_2}$		$da/dN=C_2(\Delta K)^{m_1}$	
C_1	1.01E-11	C_2	4.45E-12	C_2	3.37E-12
m_1	3.56	m_2	3.43	m_1	3.56

Tableau 26 : Coefficients de la loi de Paris pour les essais à $R=0.1$ et $R=0.1+1.7/1000$.

Les coefficients m_1 et m_2 s'avèrent très proches. Nous considérerons par la suite le coefficient $m=3.56$ issu de l'essai à $R=0.1$, considéré comme essai de référence. Le coefficient C_2 calculé avec $m_2=m$ devient : $C_2=3.37E-12$. On trouve alors un coefficient de retard $C_1/C_2=3$. Il en est déduit que $B=0.27$ et $A=0.73$.

Les coefficients calculés pour la loi effective et pour les essais à $R=0.4$ et $R=0.7$, respectivement notés C , $C_{R=0.4}$ et $C_{R=0.7}$ sont présentés dans le Tableau 27.

C	$C_{R=0.4}$	$C_{R=0.7}$
2.70E-11	1.44E-11	2.00E-11

Tableau 27 : Calcul des coefficients pour obtention de la loi effective et prévision de l'effet du rapport R.

La Figure 166 présente la comparaison de la courbe effective expérimentale à $R=0.1$ et de la courbe effective prévue par le modèle PREFFAS et la Figure 167 présente la même comparaison pour $R=0.4$ et $R=0.7$.

On remarque que la courbe effective prédite n'est pas en très bon accord avec la courbe effective expérimentale à $R=0.1$, et tend à surestimer les vitesses de propagation. L'effet du rapport de charge n'est pas non plus correctement pris en compte, conformément au fait que l'effet de l'environnement ne soit pas considéré; les vitesses de propagation sont sous-estimées par rapport aux résultats expérimentaux d'un facteur variant entre 2 et 3.

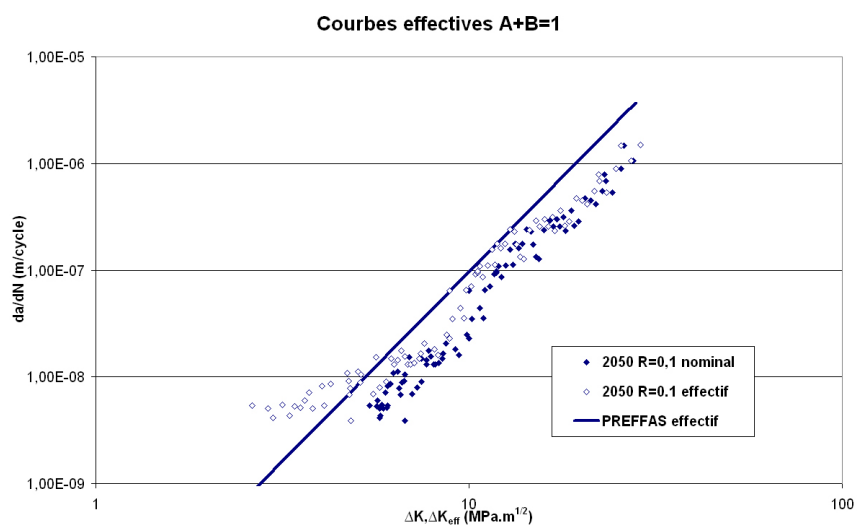


Figure 166 : Comparaison de la courbe effective expérimentale à $R=0.1$ et de la prévision du modèle PREFFAS.

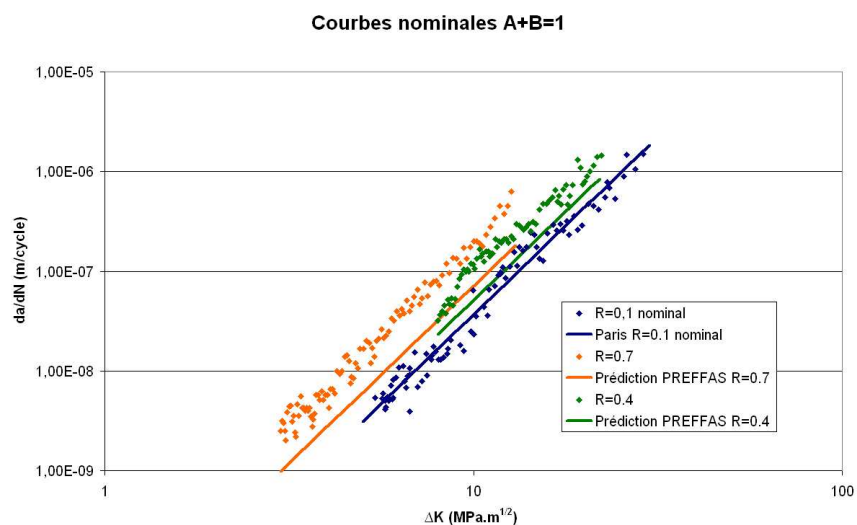


Figure 167 : Comparaison des courbes expérimentales et des prévisions PREFFAS à $R=0.4$ et $R=0.7$.

III.2.4. Evolution de PREFFAS pour l'alliage 2091-T84

Dans les années 90, le modèle PREFFAS a connu une adaptation pour décrire le cas de l'alliage d'aluminium au lithium de seconde génération 2091-T84 [162]. Les éléments nouveaux pris en compte ont été :

- une courbe effective « moyenne », formulée à l'aide d'une loi plus élaborée qu'une simple loi de Paris, décrivant mieux la forme en « S » de la courbe :

$$\frac{da}{dN} = C \frac{(\Delta K_{eff})^m (\Delta K_{eff} - \Delta K_{seuil})^n}{(K_c - \Delta K_{eff})^p}$$

avec ΔK_{seuil} le seuil de fissuration, K_c la ténacité, m , n et p des coefficients ;

- une loi de variation de U , dépendant de R et de K_{max} , identifiée sur la base des essais réalisés à différents rapports de charge.

Ces éléments ont conduit aux expressions suivantes :

$$\left\{ \begin{array}{ll} U(R, K_{max}) = (0.028R + 0.0182)K_{max} + 0.2 & \text{pour } K_{max} \leq 17 \text{ MPa.m}^{1/2} \\ U(R, K_{max}) = 0.5R + 0.5 & \text{pour } K_{max} \geq 17 \text{ MPa.m}^{1/2} \\ \frac{da}{dN} = 1,032 \cdot 10^{-5} \frac{(\Delta K_{eff})^{-1.154} (\Delta K_{eff} - 1)^2}{(25 - \Delta K_{eff})^2} & \end{array} \right.$$

La Figure 168 compare la loi effective modifiée avec les courbes effectives expérimentales des essais à différents rapports de charge.

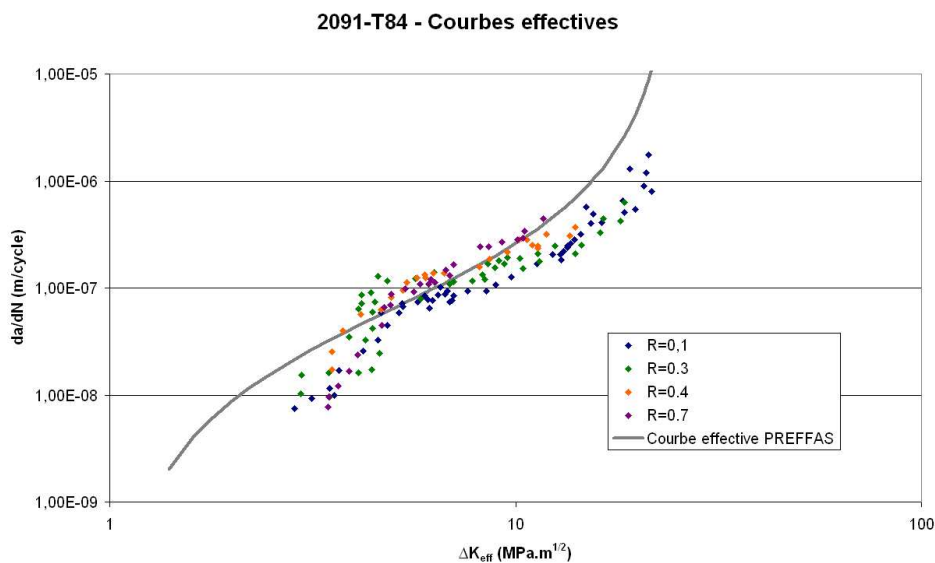


Figure 168 : Courbes effectives pour différents rapports de charge et loi effective moyenne utilisée par PREFFAS pour l'alliage 2091-T84 [162].

III.2.5. Cas de l'alliage 2050-T84

En reprenant une démarche analogue à celle utilisée pour l'alliage 2091-T84, il est proposé de considérer une courbe effective donnée par le modèle analytique proposé en III.1. De plus, une adaptation du modèle PREFFAS va nécessiter une loi de variation de U , prenant en compte les effets du rapport de charge et du facteur d'intensité de contrainte.

La Figure 169 présente l'évolution des valeurs de $U = \Delta K_{\text{eff}} / \Delta K$ en fonction de K_{max} , avec, pour les essais à $R=0.1$, $R=0.4$ et $R=0.7$ à l'air ambiant disponibles pour l'alliage 2050-T84.

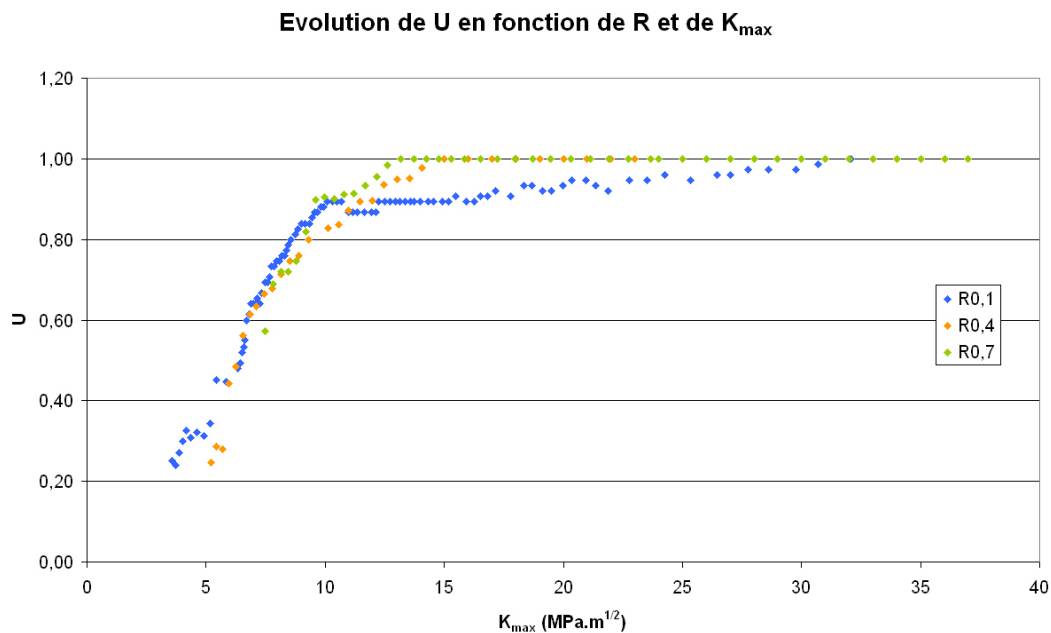


Figure 169 : Valeurs expérimentales de U obtenues pour les essais à $R=0.1$, $R=0.4$ et $R=0.7$ à l'air ambiant pour l'alliage 2050-T84.

On remarque que l'évolution de U présente deux domaines distincts :

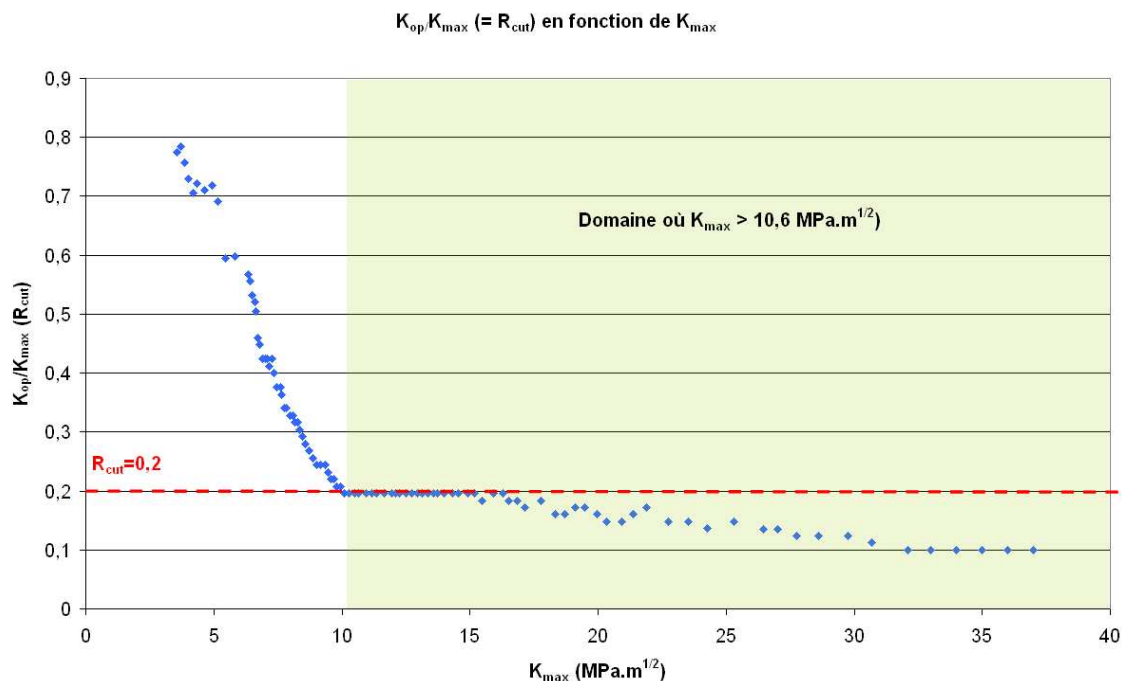
- le domaine proche du seuil, où la fermeture s'avère être gouvernée par la valeur de K_{max} avec des valeurs de U augmentant à mesure de l'augmentation de K_{max} . Cette dépendance de la fermeture vis-à-vis de K_{max} explique la différence entre la courbe effective prédite par le modèle PREFFAS en III.2.3 et les résultats expérimentaux, l'hypothèse de base de ce modèle d'un taux de fermeture constant pour un rapport de charge donné n'étant pas du tout valide pour les faibles valeurs de $K_{\text{max}} < 10 \text{ MPa.m}^{1/2}$;

- pour $K_{\text{max}} \geq 10 \text{ MPa.m}^{1/2}$, les valeurs de U sont par contre sensiblement constantes, avec $U \approx 0.9$ à $R=0.1$ et $U=1$ pour $R=0.4$ et $R=0.7$.

Conformément à observations expérimentales, dans ce domaine la fermeture disparaît pour des valeurs de R supérieures à une valeur R_{cut} , inférieure à 0.4. En utilisant une loi de U classique de type $U=A+BR$ et avec la condition $A+B=1$, il est impossible de rendre compte de ce phénomène. Il est donc proposé d'intégrer cette notion à travers une loi de type :

$$\begin{cases} U=A+BR & \text{pour } 0 \leq R \leq R_{\text{cut}} \\ U=1 & \text{pour } R \geq R_{\text{cut}} \end{cases}$$

La valeur de K_{max} pour laquelle la fermeture passe d'un régime gouverné par K_{max} à un régime gouverné par R a été identifiée à $10,6 \text{ MPa.m}^{1/2}$. La Figure 170 présente le tracé du rapport $K_{\text{op}}/K_{\text{max}}$ en fonction de K_{max} pour l'essai à $R=0.1$ considéré comme essai de référence.



**Figure 170 : Tracé de $K_{\text{op}}/K_{\text{max}}$ en fonction de K_{max} à $R=0.1$
et détermination de R_{cut} pour $K_{\text{max}} > 10.6 \text{ MPa.m}^{1/2}$.**

On peut constater que pour les valeurs de $K_{\text{max}} > 10,6 \text{ MPa.m}^{1/2}$, pour $R > 0.2$ il n'y a plus de fermeture. La valeur $R_{\text{cut}} = 0.2$ sera donc retenue pour la suite.

Pour $R=0,1$ on observe une valeur moyenne de U de 0,89. Ces considérations mènent au système d'équations suivant :

$$\begin{cases} A+0,1.B = 0,89 \\ A+0,2.B = 1 \end{cases}$$

On en déduit alors : $A=0,78$ et $B=1,1$.

Finalement, on a donc :

$$\left\{ \begin{array}{l} \bullet \text{ Si } R \leq R_{\text{cut}} (=0,2) : \\ \quad \begin{cases} U=0,11.K_{\text{max}} - 0,19 & \text{si } K_{\text{max}} < \frac{1,1R + 0,97}{0,11} ; \\ U=0,78+1,1R & \text{sinon.} \end{cases} \\ \bullet \text{ Si } R \geq R_{\text{cut}} (=0,2) : \\ \quad \begin{cases} U=0,11.K_{\text{max}}-0,19 & \text{si } K_{\text{max}} < 10,6 \text{ MPa.m}^{1/2}; \\ U=1 & \text{sinon.} \end{cases} \end{array} \right.$$

La comparaison des valeurs de U issues de cette loi aux valeurs expérimentales en Figure 171 montre un bon accord.

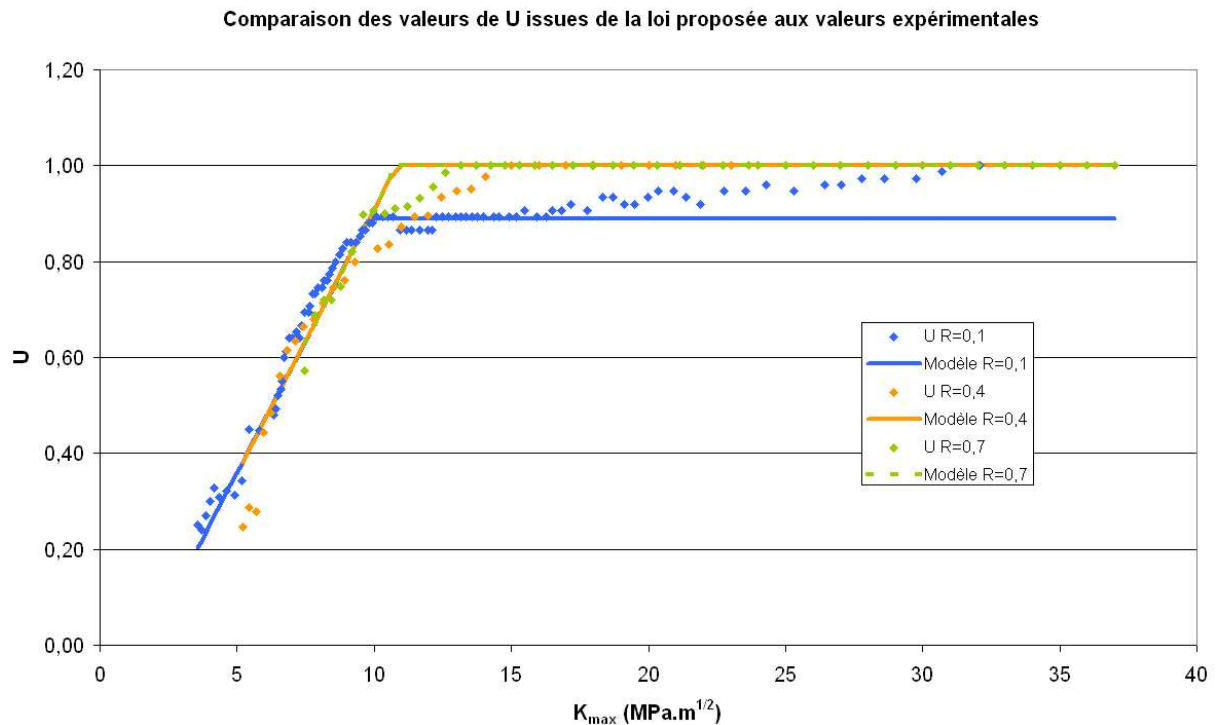


Figure 171 : Comparaison des valeurs de U expérimentales à celles issues de la loi proposée.

Pour être valide, cette loi doit être en mesure de rendre compte de l'effet retard. Une vérification est effectuée ci-après.

Pour un cycle à $R=0.1$, on associe une valeur de U : $U_{R=0.1}=A+0.1B$. Au cours d'un cycle de surcharge de $1.7 \cdot K_{\max}$, le rapport de charge est égal à $0.1/1.7$, soit 0.06 et $U_{R=0.06}=A+0.06B$. La valeur de K_{ouv} associée à la surcharge est alors $K_{\text{ouv,surcharge}} = 1.7 \cdot K_{\max} - U_{R=0.06} \Delta K_{\text{surcharge}}$. Dans la zone affectée par la surcharge, la valeur de K_{ouv} reste identique à celle de $K_{\text{ouv,surcharge}}$, ce qui correspond pour le cycle à $R=0.1$ suivant à $U_{R=0.1,\text{retard}} = (K_{\max} - K_{\text{ouv,surcharge}}) / \Delta K$, valeur de U supérieure à celle du chargement d'amplitude constante. Les valeurs suivantes sont obtenues :

$$U_{R=0.1}=0,89 ;$$

$$U_{R=0.06}=0,84 ;$$

$$U_{R=0.1,\text{retard}}=0,72.$$

Cette valeur $U_{R=0.1,\text{retard}}$ est comparée en Figure 172 aux mesures de fermeture réalisées lors des essais à surcharges répétées ($R=0.1+1.7/1000$). Les valeurs s'avèrent assez proches.

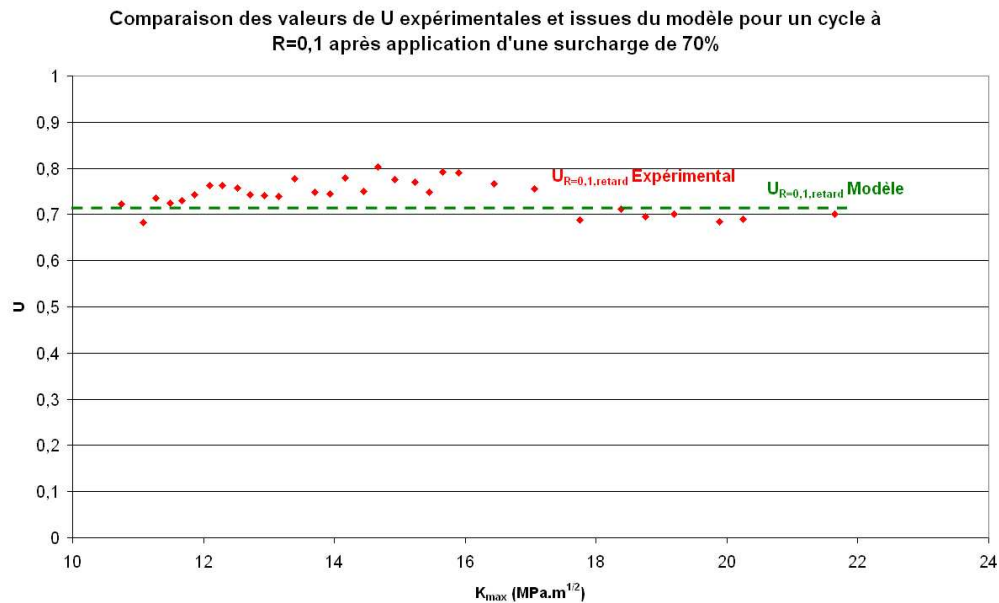


Figure 172 : Comparaison des valeurs de fermeture expérimentales et issues du modèle lors d'un cycle à $R=0.1$ juste après l'application d'une surcharge de 70%.

La Figure 173 compare les courbes nominales à $R=0.1$ et $R=0.1+1.7/1000$ prédites par le modèle PREFFAS en intégrant cette loi de variation de U aux courbes expérimentales.

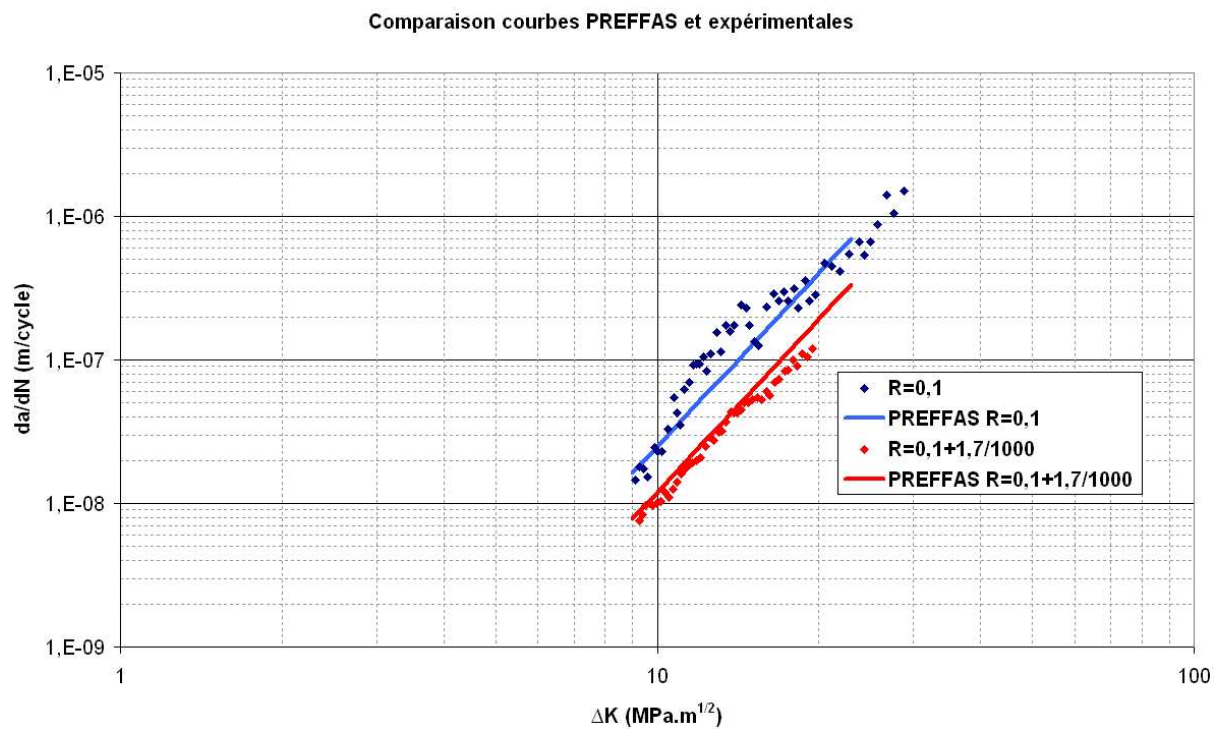


Figure 173 : Comparaison des courbes à $R=0.1$ et $R=0.1+1.7/1000$ expérimentales et données par le modèle PREFFAS.

La loi de variation de U proposée ici rend donc bien compte de l'effet retard, et intègre la notion de R_{cut} .

Grâce à l'utilisation d'une loi de propagation effective issue du modèle analytique proposé précédemment ainsi que de la loi de variation de U présentée ci-dessus, le modèle PREFFAS ainsi adapté est en mesure pour l'alliage 2050-T84 :

- de rendre compte de l'effet du rapport de charge, à travers la considération des effets respectifs de la fermeture de fissure et de l'interaction fermeture / environnement ;
- de rendre compte de l'effet retard.

Pour l'alliage 2050-T84, la loi de base proposée, dépendant de R , ΔK et K_{max} est donc :

$$\left\{ \begin{array}{l} \bullet \frac{da}{dN} = \sqrt[4]{[3,63.10^{-10}(\Delta K_{eff}^2 - 0,5^2)]^4 + [1,86.10^{-11}\Psi\Delta K_{eff}^4 + 4,46.10^{-12}(1-\Psi)\Delta K_{eff}^4]^4} \\ \text{avec } \Psi = \left[\frac{(17,33.\Delta K_{eff}^{-2})^2}{(17,33.\Delta K_{eff}^{-2})^2 + \left[2,1 \left(1 - \frac{R^4}{R^4 + 2,8.10^{-3}} \right)^2 \right]} \right]^{\frac{3}{4}} ; \\ \bullet \Delta K_{eff} = U\Delta K \\ \text{avec} \\ \quad - \text{ Si } R \leq R_{cut} (=0,2) : \\ \quad \left\{ \begin{array}{ll} U=0,11.K_{max} - 0,19 & \text{si } K_{max} < \frac{1,1R + 0,97}{0,11} ; \\ U=0,78+1,1R & \text{sinon.} \end{array} \right. \\ \\ \quad - \text{ Si } R \geq R_{cut} (=0,2) : \\ \quad \left\{ \begin{array}{ll} U=0,11.K_{max}-0,19 & \text{si } K_{max} < 10,6 \text{ MPa.m}^{1/2}; \\ U=1 & \text{sinon.} \end{array} \right. \end{array} \right.$$

avec da/dN en m/cycle et ΔK en $\text{MPa.m}^{1/2}$.

Il convient toutefois de rappeler que les lois proposées ici résultent de la considération d'essais réalisés sur éprouvettes CT à l'air ambiant et à 35 Hz, pour lesquelles il a été montré que la fissure déviait de la normale à la direction de sollicitation pendant une majeure partie de la propagation. L'utilisation de ces lois en vue de la simulation de la propagation d'une fissure droite nécessite de s'assurer que dans le cas où la fissure se propage selon la normale à la direction de sollicitation, les cinétiques de fissuration, les taux de fermeture, et les domaines d'intervention des régimes de propagation sont comparables. Dans le cas contraire, on ne peut que recommander à l'utilisateur de considérer la démarche présentée dans toute cette partie comme une méthode permettant d'obtenir une loi valide dans des conditions données.

III.3 Conclusion

L'analyse des mécanismes de propagation à l'air ambiant, réalisée en début de chapitre, a montré pour l'alliage 2050-T84 l'intervention des régimes :

- de propagation assistée par l'hydrogène ;
- de stade II assisté par l'adsorption de vapeur d'eau ;
- de stade II intrinsèque.

Le domaine d'intervention de ces régimes est apparu dépendant du rapport de charge, à travers la modification des conditions d'accès de la phase gazeuse en pointe de fissure. Sur ces bases, une loi de propagation effective reposant sur un modèle de superposition a donc été proposée pour cet alliage.

Cette loi de propagation effective peut servir de loi de base aux modèles de prévision de durées de vie de structures en fissuration par fatigue basés sur le concept de fermeture de fissure.

En particulier, pour le modèle PREFFAS, l'utilisation de cette loi effective ainsi que d'une expression de l'évolution de la fermeture de fissure en fonction de $K_{\max}$ et du rapport de charge permet d'étendre le domaine de ΔK considéré au voisinage du seuil, et ce avec une prévision améliorée de l'effet du rapport de charge.

IV. Simulation numérique de la fermeture

Dans ce travail, il a été montré que la fermeture joue un rôle important sur la cinétique de propagation des fissures. En outre, les modèles utilisés dans l'industrie, tels que PREFFAS, prennent éminemment en compte les effets de fermeture. Expérimentalement, le découplage de l'effet de fermeture sur le plan mécanique est appréhendé à partir des variations globales de complaisance de l'éprouvette fissurée, ce qui implique des essais longs et complexes, et donc coûteux. Les approches numériques de la fermeture donnent une voie prometteuse pour atteindre une description quantitative des effets de fermeture induits par la plasticité. Ainsi, par exemple, un travail approfondi sur ce sujet a été réalisé au laboratoire en simulation numérique 3D dans le cas d'un acier 304L en y consacrant toute une thèse dédiée à la simulation de la fermeture induite par plasticité sur les fissures 2D, longues et courtes, accompagnée de validations expérimentales [133].

Dans le cadre de la présente étude, une approche de la simulation numérique de la contribution de la fermeture a été développée en s'appuyant sur ces travaux antérieurs, mais en se limitant à une simulation 2D de la fermeture induite par plasticité en contrainte plane, dans la mesure où les simulations 3D ont montré que la fermeture était localisée au bord des fissures, dans la zone où les conditions de contrainte plane prédominent [133]. Les caractéristiques des alliages 2050-T84 et 304L (module d'Young, limite élastique, comportement cyclique) étant très différentes, un soin particulier a été apporté à l'adaptation du modèle numérique pour l'alliage 2050-T84.

IV.1 Mise en place du modèle

IV.1.1. Structure de l'étude et conditions aux limites

Pour des raisons de symétrie, la structure retenue pour la simulation est une demi éprouvette CT $W=50\text{mm}$, la coupe étant réalisée dans le plan de propagation, comme le montre la Figure 174. Les conditions aux limites appliquées, illustrées sur la même figure, sont le blocage de la translation suivant l'axe Y de la ligne de propagation (en jaune), ainsi que le blocage de la translation suivant l'axe X du point en face arrière d'éprouvette, appartenant à la ligne de propagation (en vert), afin d'empêcher le mouvement de solide rigide.

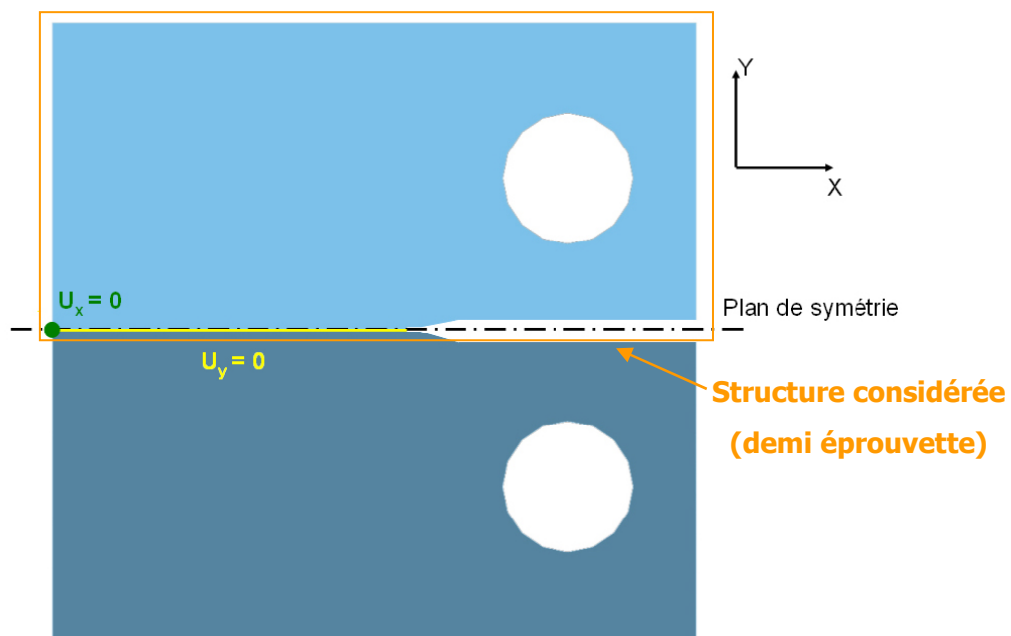


Figure 174 : Structure de l'étude et conditions aux limites sur une demi éprouvette CT.

IV.1.2. Maillage

Des éléments linéaires de type CPS4 et CPS3 ont été choisis dans Abaqus pour le calcul en 2D. Comme cela a été montré dans l'étude bibliographique du Chapitre I, la taille des éléments en pointe de fissure est un critère important assurant la fiabilité des résultats obtenus. Ainsi, la taille minimale recommandée par Dougherty *et al.* [128] est telle que :

$$a_{\min} = \frac{1}{10} R_p = \frac{1}{10} \left[\frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_0} \right)^2 \right]$$

Cette recommandation s'appuie sur le nombre de mailles divisant la zone plastifiée monotone correspondant à $K_{\max}$. Dans la présente étude, le niveau de $K_{\max}$ minimum retenu pour la simulation est $13.33 \text{ MPa.m}^{1/2}$, soit $\Delta K=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$ à $R=0,1$. Cette valeur se situe dans le régime de propagation identifié en Figure 169, où l'on considère que la fermeture est liée uniquement à la plasticité. Avec une limite d'élasticité de l'alliage 2050-T84 estimée à 380 MPa (selon la loi de comportement ci-après), on obtient pour cette valeur de $K_{\max}$ une taille de zone plastique monotone d'environ 200 μm . La taille de maille en pointe de fissure pour les calculs sera donc de 20 μm pour garantir une dizaine de mailles dans la zone plastifiée.

En dehors du voisinage de la fissure, le comportement du matériau étant élastique, un maillage progressif où la taille de maille croît à mesure que l'on s'éloigne de la fissure a été réalisé, comme l'illustre la Figure 175.

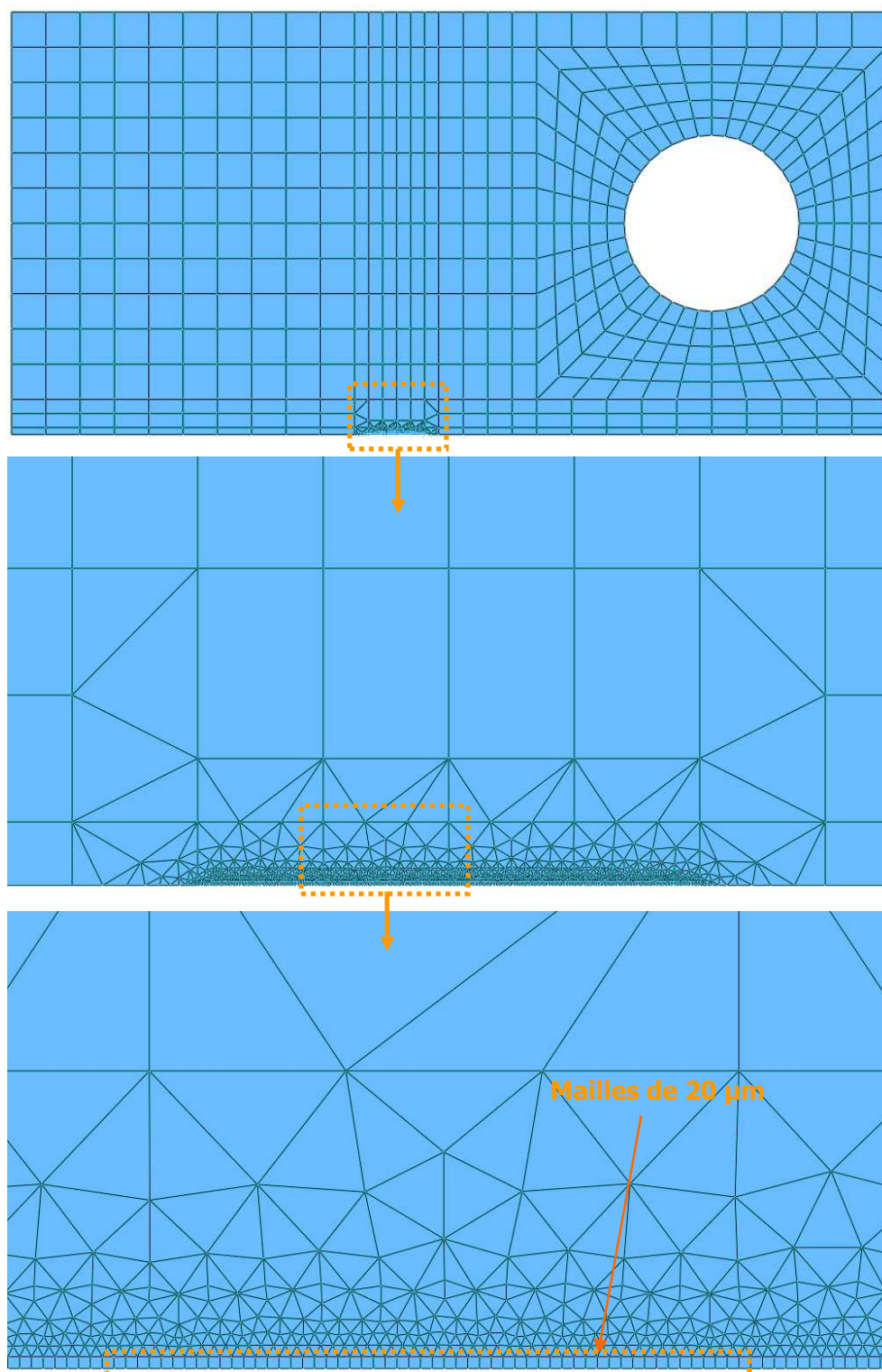


Figure 175 : Maillage progressif utilisé pour le calcul.

IV.1.3. Application du chargement

Lors des essais de fissuration, le chargement est appliqué par l'intermédiaire de goupilles qui transmettent une pression sur une partie des trous de l'éprouvette en contact avec la goupille, comme l'illustre la Figure 176.

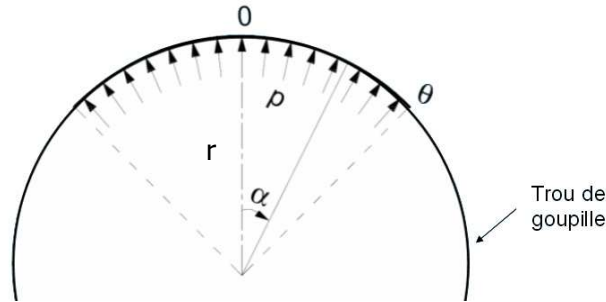


Figure 176 : Chargement par application d'une pression sur une partie du trou de goupille.

Le chargement P a donc été appliqué au moyen d'une pression p exercée sur le trou de goupille, pouvant être calculée grâce à la relation :

$$P = 2 \int_0^\theta b.r.p.\cos\alpha \, d\alpha$$

avec r le rayon du trou de goupille ;
 b l'épaisseur d' l'éprouvette.

En considérant que le chargement est appliqué sur un quart de trou de goupille, la valeur de θ utilisée est de 45° .

IV.1.4. Loi de comportement

Comme cela a été montré dans l'étude bibliographique du Chapitre I, la prise en compte du comportement cyclique du matériau est un paramètre clé pour la simulation numérique de la fermeture induite par plasticité ; dans ce but des essais de fatigue oligocyclique ont été réalisés et les résultats sont présentés dans le Chapitre II. La loi de comportement cyclique peut être décrite selon le modèle de Chaboche [171] :

$$\sigma = \sigma_0 + Q(1 - e^{-b.p}) + \frac{C}{D}(1 - e^{-D.\Delta\varepsilon_p})$$

avec : σ la contrainte ;

σ_0 la limite élastique ;

p la déformation plastique cumulée ;

ε_p la déformation plastique ;

Q et b les paramètres caractérisant l'écrouissage isotrope non linéaire ;

C et D les paramètres caractérisant l'écrouissage cinématique non linéaire ;

L'alliage 2050-T84 ne présentant ni consolidation, ni adoucissement cyclique, mais montrant en revanche un effet Bauschinger et un effet de Rochet, la loi de comportement cyclique a été modélisée en considérant la seule contribution d'un écrouissage cinématique non linéaire, dont les paramètres identifiés sont présentés dans le Tableau 28.

σ_0	C	D
380 MPa	66000 MPa	550

Tableau 28 : Paramètres du modèle d'écrouissage cinématique non linéaire.

La Figure 177 compare les boucles d'hystérésis obtenues expérimentalement sur les cinq premiers cycles à $\pm 0.6\%$ et $\pm 0.9\%$ aux boucles simulées. La modélisation s'avère en bon accord avec les données expérimentales.

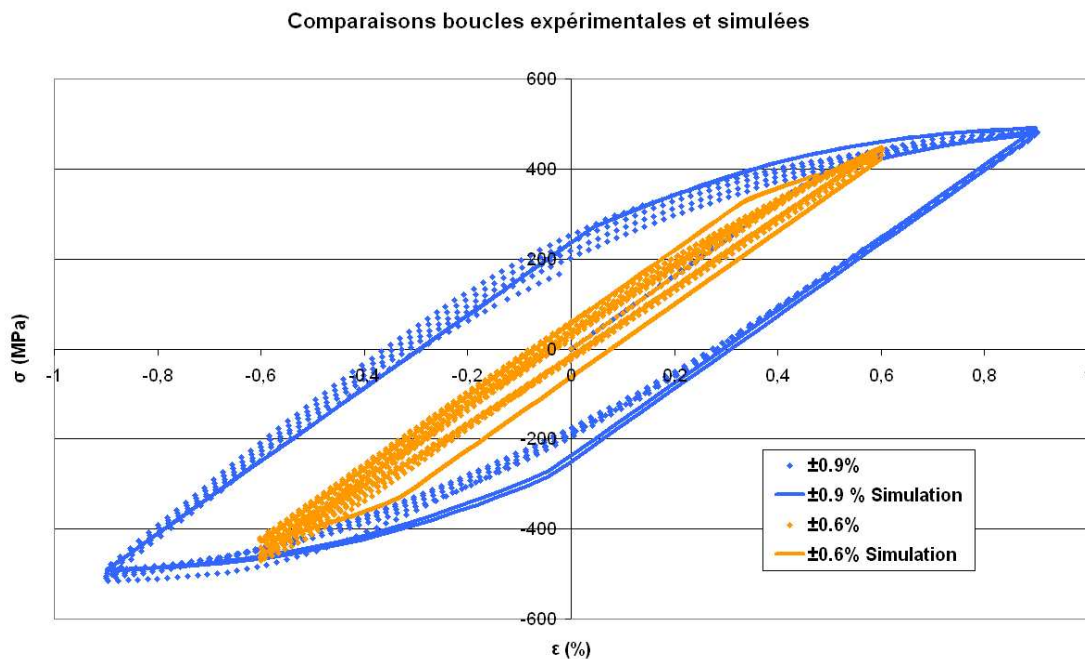


Figure 177 : Comparaison des boucles d'hystérésis des cinq premiers cycles à $\pm 0.6\%$ et $\pm 0.9\%$ obtenues expérimentalement et fournies par le modèle de comportement cyclique.

IV.1.5. Simulation de la propagation

La propagation de la fissure est effectuée par une technique de relâchement de nœuds en pointe de fissure, à intervalle régulier de n cycles, à la charge minimale. Comme cela a été évoqué dans l'étude bibliographique, il est préférable, avant de procéder à un relâchement, de s'assurer que le comportement cyclique en pointe de fissure soit stabilisé. La Figure 178 montre l'évolution des contraintes σ_{yy} minimales et maximales (Y est la direction d'application du chargement) au cours de 2000 cycles à $R=0.1$, à $\Delta K=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $\Delta K=15 \text{ MPa.m}^{1/2}$ pour un élément situé à une maille de la pointe de fissure, afin de s'affranchir de la singularité géométrique.

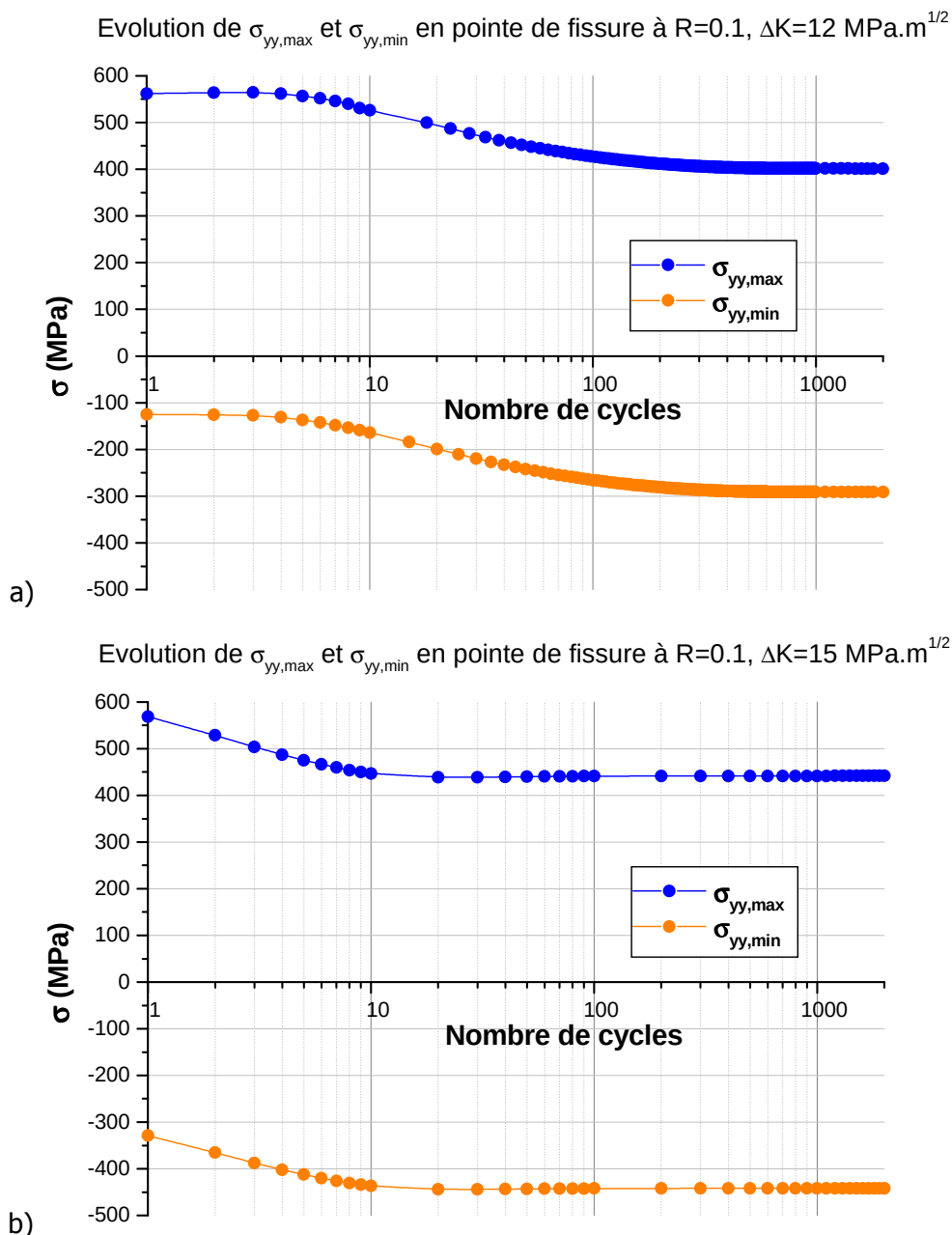


Figure 178 : Evolution des contraintes minimales et maximales pendant 2000 cycles à $R=0.1$ dans un élément situé à une maille du front de fissure : a) $\Delta K=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$, b) $\Delta K=15 \text{ MPa.m}^{1/2}$

On note tout d'abord que dans chacun des cas, les contraintes maximales et minimales en pointe de fissure diminuent au cours du cyclage, traduisant une relaxation de la contrainte moyenne, consécutive à l'effet de Rochet induit par la partie cinématique non linéaire de l'écrouissage. Par ailleurs, l'écart entre ces deux contraintes reste respectivement constant, ce qui est cohérent avec l'absence de composante isotrope de l'écrouissage.

La réponse cyclique de l'alliage 2050-T84 à $\Delta K=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$ en pointe de fissure est stabilisée à partir de 800 cycles, alors qu'il suffit de 20 cycles à $\Delta K=15 \text{ MPa.m}^{1/2}$, la relaxation de la contrainte moyenne étant d'autant plus rapide que la plasticité est importante. Idéalement, en commençant à simuler la propagation à $\Delta K=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$, il faudrait donc réaliser 800 cycles entre chaque relâchement, ce qui d'un point de vue numérique est trop coûteux. Pour ce niveau de ΔK , on observe que les contraintes minimales et maximales après 100 cycles sont proches à 6% de celles obtenues à 800 cycles. Le nombre de cycles entre chaque relâchement pourrait donc raisonnablement être ramené à 100, mais le temps de calcul demeurerait important. La simulation qui suit est réalisée avec une valeur initiale de ΔK de $15 \text{ MPa.m}^{1/2}$, avec 10 cycles appliqués entre chaque relâchement.

IV.1.6. Simulation de la fermeture

Le phénomène de fermeture induite par plasticité se traduit par une remise en contact des lèvres de la fissure. Afin de prendre en compte ce phénomène physique, la remise en contact est réalisée par l'intermédiaire d'une ligne rigide, confondue avec la ligne de propagation, comme le montre la Figure 179.

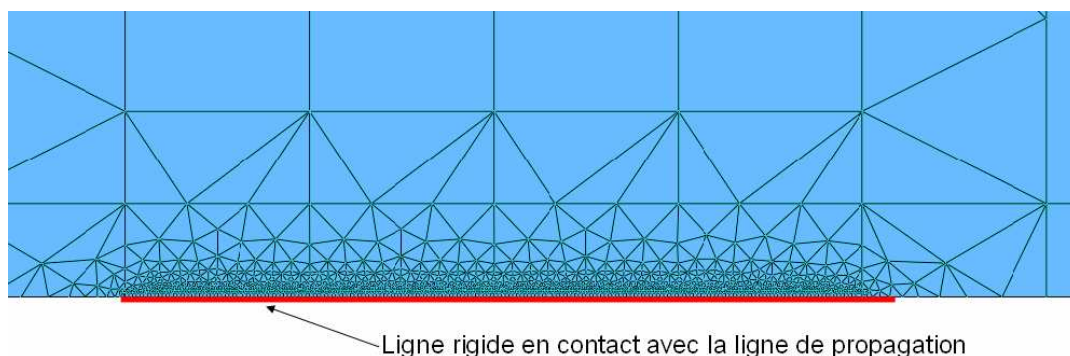


Figure 179 : Introduction d'une ligne rigide sur la ligne de propagation permettant de modéliser la fermeture par plasticité.

Le rôle de cette ligne est d'empêcher l'interpénétration des lèvres de la fissure lors de la décharge.

IV.1.7. Mesure de la fermeture

Pour permettre le recoupement entre les mesures expérimentales de fermeture effectuées à l'aide d'une jauge et la simulation numérique, il a été choisi de simuler la mesure de fermeture à l'aide de la variation de complaisance de l'éprouvette [158], détectée par une jauge collée en face arrière. La déformation ε_{yy} (Y étant la direction de sollicitation) du nœud situé en face arrière (Figure 180-a), sur la ligne de propagation de l'éprouvette a donc été simulée.

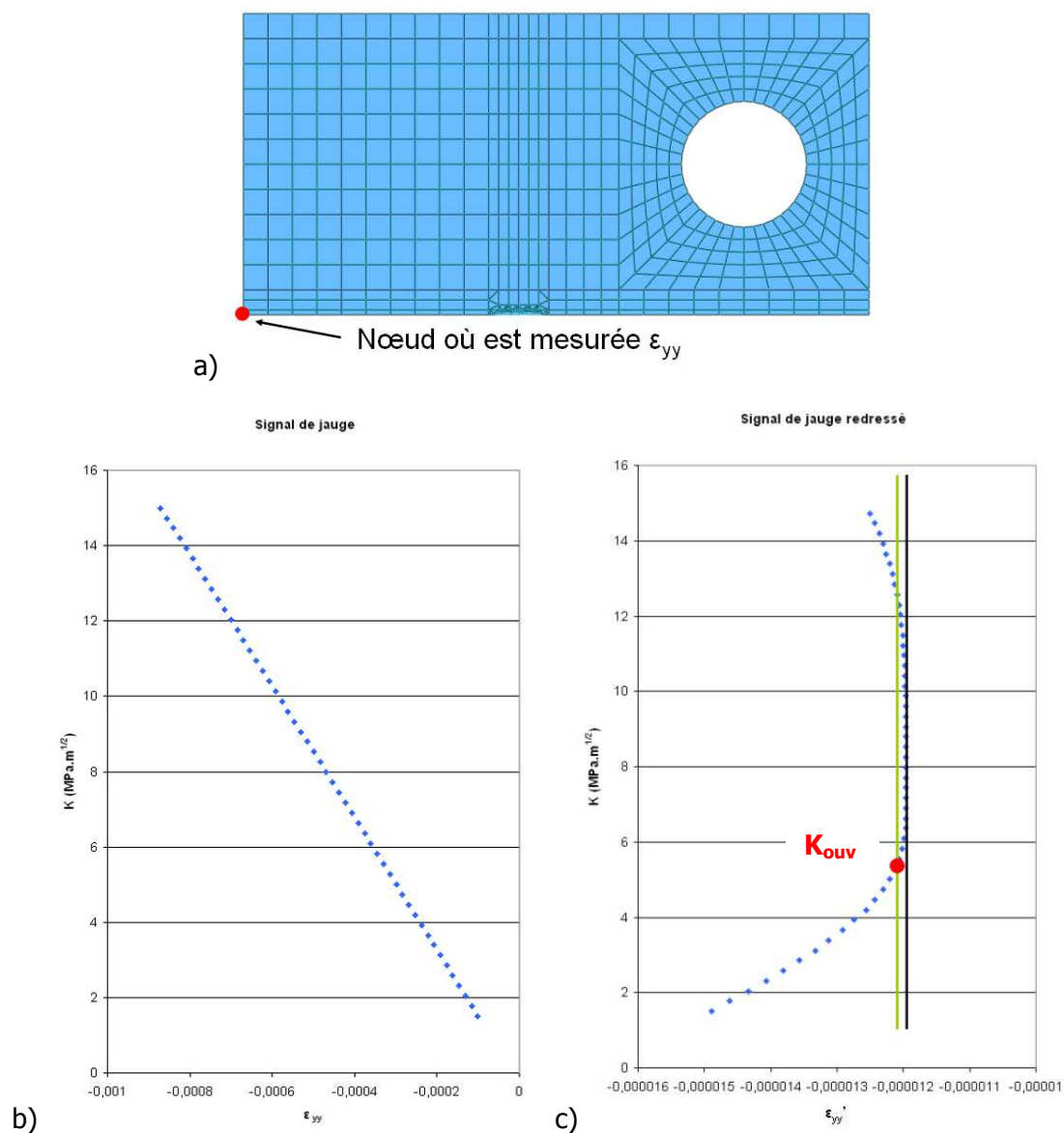


Figure 180 : a) Nœud utilisé pour la mesure de la variation de complaisance de l'éprouvette, b) exemple de signal de jauge simulé et c) même signal après analyse différentielle.

La détermination de la charge à l'ouverture est alors obtenue de façon identique à celle utilisée lors des essais et présentée dans le Chapitre II. La Figure 180-b illustre la simulation numérique de la variation de déformation telle que détectée expérimentalement par la jauge en face arrière, la Figure 180-c montre le même signal après analyse différentielle.

IV.2 Résultats

La Figure 181 montre l'évolution du facteur d'intensité de contraintes à l'ouverture K_{op} , obtenue au cours de la propagation à $R=0.1$ d'une fissure sur une distance de 4mm, à ΔK constant de 15, 18 et 21 $\text{MPa.m}^{1/2}$. La propagation à ΔK constant a été réalisée par réajustement de la pression appliquée sur le trou de goupille après chaque relâchement.

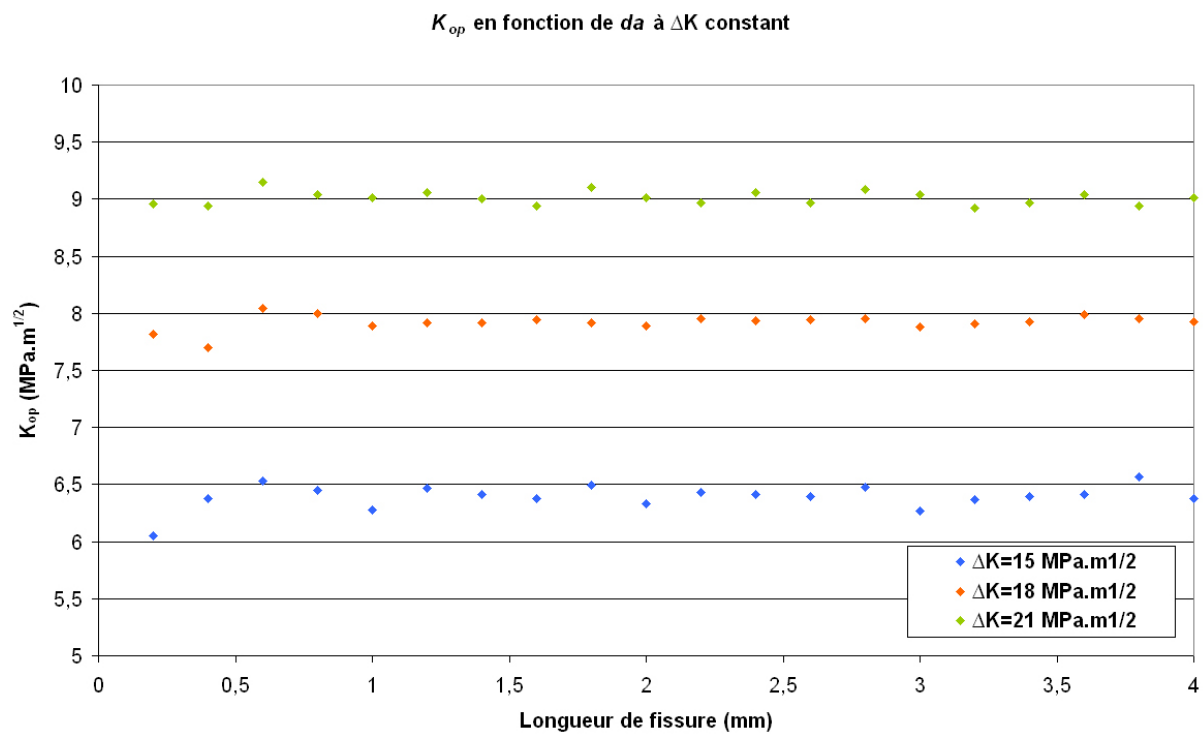


Figure 181 : Evolution de K_{op} lors d'une propagation à ΔK constant de 15,18 et 21 $\text{MPa.m}^{1/2}$ sur une longueur de 4mm.

On note que les valeurs de K_{op} s'avèrent stabilisées dès le début de la propagation. La valeur moyenne de K_{op} et la valeur de U correspondante obtenues dans chaque cas sont présentées dans le Tableau 29.

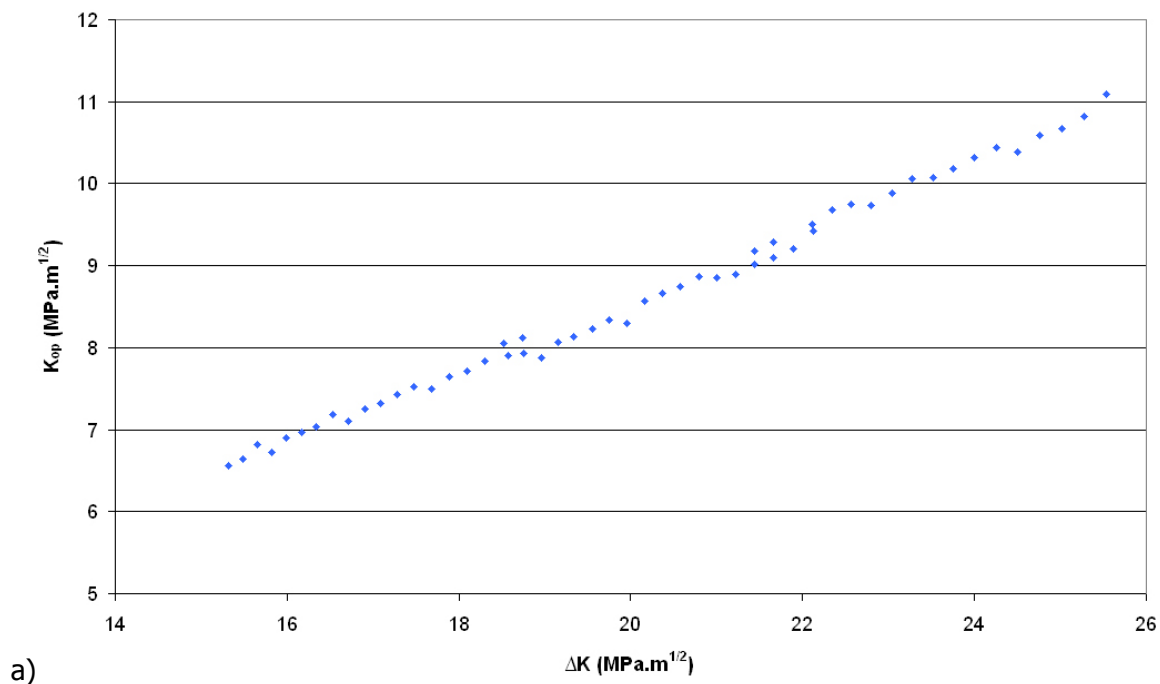
	Valeur de ΔK constant ($\text{MPa.m}^{1/2}$)		
	15	18	21
Valeur moyenne de K_{op} ($\text{MPa.m}^{1/2}$)	6,39	7,92	9,01
Valeur de U associée	0,68	0,67	0,69

Tableau 29 : Valeurs moyennes de K_{op} et valeurs de U associées pour une propagation à ΔK constant et égal à 15, 18 et 21 $\text{MPa.m}^{1/2}$.

Pour $R=0.1$ et dans le domaine de ΔK considéré, la valeur de U apparaît donc constante et égale à 0,68. Les calculs ont été reconduits, cette fois en ne réajustant pas la charge après chaque relâchement, afin de simuler la propagation à amplitude de charge constante, donc à ΔK croissant.

L'évolution des valeurs de K_{op} , est reportée en fonction de ΔK , en Figure 182-a, et celle de U également en fonction de ΔK est reportée en Figure 182-b.

Evolution en K_{op} en fonction de ΔK à $R=0.1$



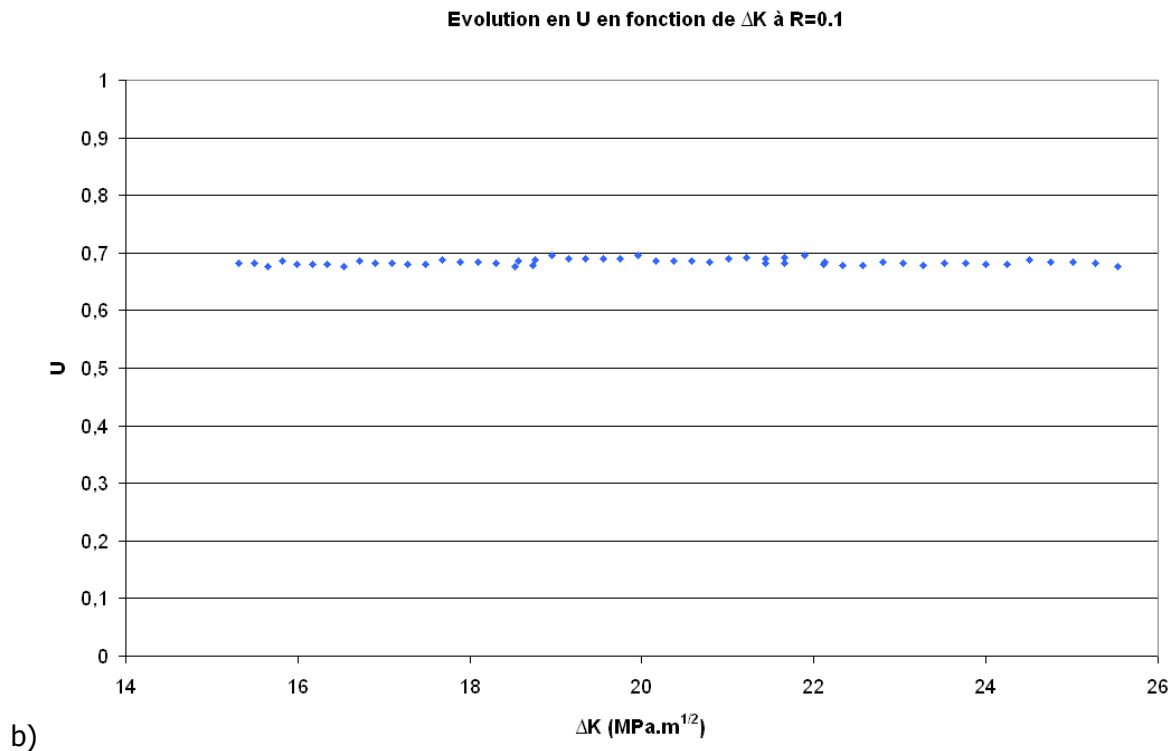


Figure 182: a) Evolution de K_{op} et b) évolution de U en fonction de ΔK à R=0,1.

Dans les domaines de ΔK où les données se recoupent, les valeurs respectives de K_{op} et U sont sensiblement équivalentes (la dispersion étant attribuée à l'analyse différentielle des signaux de jauge). On remarque par ailleurs que la valeur de U ne semble pas non plus varier lors d'une propagation à ΔK croissant dans la gamme de ΔK explorée et reste égale à 0,68.

La Figure 183 compare les valeurs de U obtenues dans le cas précédent à celles mesurées expérimentalement à R=0,1 dans le même domaine de ΔK .

On voit clairement que les valeurs de U prédites par la simulation sont nettement inférieures à celle mesurées expérimentalement (entre 25% et 30%). La fermeture a donc tendance à être surestimée par la simulation numérique 2D en contrainte plane.

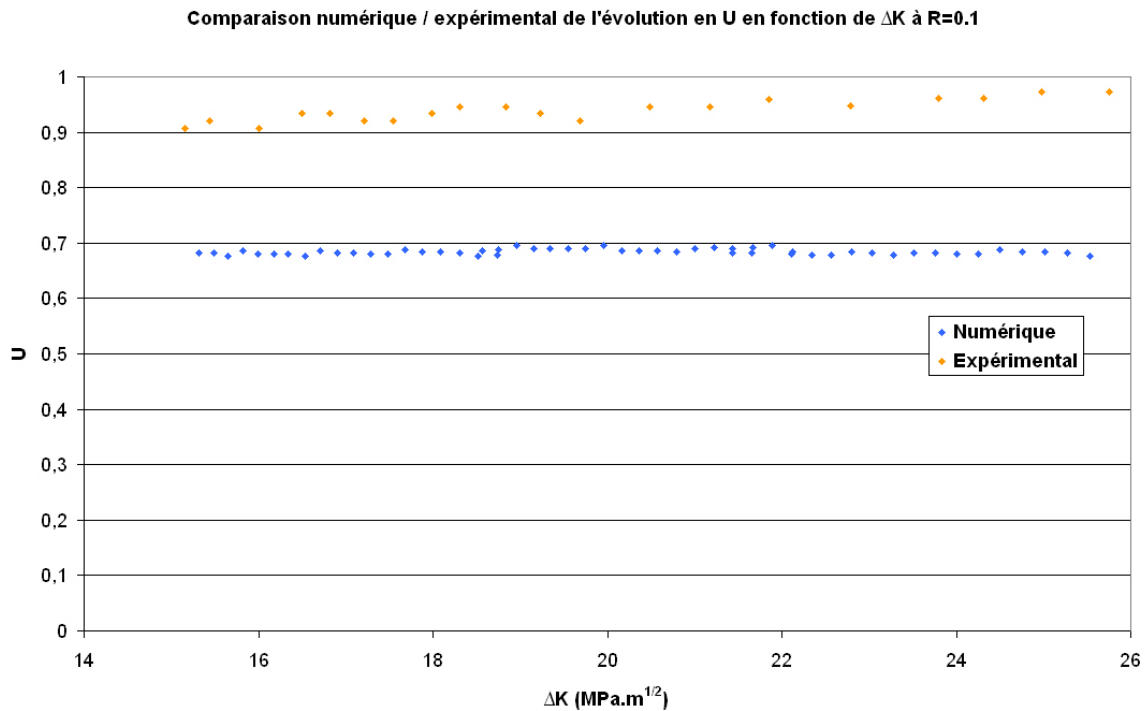


Figure 183 : Comparaison des valeurs expérimentales et simulées de fermeture à R=0,1.

Le cas de l'application d'une surcharge de 70% a également été traité à $\Delta K=15 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Les valeurs expérimentales et numériques de $U=U_{R=0.1}$ du cycle avant la surcharge et $U=U_{R0.1,surcharge}$ du cycle après la surcharge sont comparées dans le Tableau 30. Les valeurs de U prédites sont là encore inférieures aux valeurs mesurées expérimentalement.

	Expérimental	Numérique
$U_{R=0.1}$	0,89	0,68
$U_{R=0.1,surcharge}$	0,74	0,59

Tableau 30 : Comparaison des valeurs expérimentales et numériques de U avant et après surcharge de 70% à R=0.1 et $\Delta K=15 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

Ce phénomène découle très certainement de l'approche 2D en contrainte plane, trop simplificatrice pour rendre compte de la fermeture 3D mesurée en essai sur éprouvette. A titre de vérification, une simulation en déformation plane a été réalisée, et a montré qu'aucune fermeture de fissure n'est détectée. La réalité se situe probablement entre ces deux extrêmes, et il semble donc indispensable de privilégier une approche en 3D dans l'objectif d'une simulation convenable de la fermeture de fissure induite par plasticité. Des travaux récents (soumis à publication) comparant les simulations 3D et 2D sur l'alliage 304L confortent ce point de vue.

IV.3 Conclusion

L'utilisation de la simulation numérique pour l'étude de la fermeture de fissure induite par plasticité dans un objectif de réduction du nombre d'essais est une perspective attractive. Il a été montré que la simulation numérique 2D en contraintes planes permettait de traduire de manière qualitative les observations expérimentales, à savoir :

- une valeur de U constante à $R=0.1$;
- une augmentation du niveau de fermeture consécutive à l'application d'une surcharge.

D'un point de vue quantitatif, l'hypothèse de contrainte plane surestime le rôle de la fermeture. Pour obtenir une simulation valable sur le plan quantitatif il est donc nécessaire d'envisager une approche 3D. On notera que la taille de maille réduite ($20\text{ }\mu\text{m}$) imposée par la limite élastique relativement élevée de l'alliage 2050-T84 (380 MPa selon la loi de comportement utilisée) implique un maillage 3D très dense, induisant une augmentation considérable du temps de calcul et nécessite donc des moyens de simulation d'une puissance adaptée.

Conclusions et perspectives

Les travaux de recherche sur l'étude des paramètres microstructuraux gouvernant la fissuration par fatigue des alliages Al-Cu-Li de 3^{ème} génération, s'inscrivant dans un objectif d'optimisation des microstructures grâce à une meilleure compréhension des propriétés de tolérance aux dommages, conduisent à formuler les conclusions et remarques qui suivent :

- Une caractérisation fine de la microstructure de trois nuances Al-Cu-Li types 2050-T84, 2198-T851 et 2196-T851, se démarquant principalement sur les teneurs respectives en lithium et en cuivre, a permis d'identifier la nature des précipitations en présence ;

- Les courbes de propagation de fissure ont été établies à l'air et sous vide pour les trois alliages dans un large domaine allant du seuil de propagation jusqu'à l'approche de la rupture finale, avec une mesure systématique de la contribution de la fermeture, et l'observation au MEB des surfaces de rupture. Les résultats obtenus avec ou sans correction de fermeture, montrent que, comparativement aux alliages conventionnels notamment de type Al-Cu-Mg, les alliages Al-Cu-Li étudiés se caractérisent par une aptitude à la localisation de la déformation dans le domaine des basses valeurs de l'amplitude de variation du facteur d'intensité de contrainte (et donc des basses vitesses de propagation). Cette localisation correspond au moment où la zone plastique cyclique atteint une taille inférieure à la plus petite dimension microstructurale, dans le cas présent la taille de grain dans le sens travers court. Associée à des textures cristallographiques prononcées telles qu'identifiées par EBSD, cette localisation, favorisée par le caractère cisailable de la précipitation, se traduit par un chemin de fissuration dévié avec une morphologie des surfaces de rupture à caractère cristallographique, présentant des facettes correspondant typiquement à des plans {111} clairement identifiés par EBSD et piqûres d'attaque. Cette propagation cristallographique s'avère en outre très sensible à l'environnement, avec des vitesses de propagation fortement accélérées à l'air et, à l'opposé, fortement ralenties par les effets de barrière aux joints de grains sous vide. Le comportement près du seuil est très contrasté par rapport à celui des alliages Al-Cu-Mg dans des états T8 contenant des précipités non cisillables ; par contre, dans le domaine des vitesses moyennes, les deux familles d'alliages présentent, indépendamment de l'environnement, un comportement très comparable, avec une propagation à caractère ductile en stade II et un chemin de fissuration normal à l'axe de chargement, qui peut être assistée par l'adsorption de la vapeur d'eau à l'air ;

- La confrontation des courbes de fissuration au modèle établi antérieurement pour les alliages conventionnels montre que ces alliages présentent dans le domaine près du seuil à l'air ambiant une propagation assistée par l'hydrogène à caractère cristallographique (plans de type {111}) favorisée par la présence de précipités T₁. Cette assistance n'est pas observée dans les alliages Al-Cu-Mg. Les surfaces de rupture se caractérisent par une morphologie à chevrons

associée à une déviation caractéristique du plan de fissuration d'environ 30°. Sous vide, le caractère cristallographique est encore plus accentué avec des déviation très fortes (45° et plus). L'assistance de l'environnement conduit donc à un chemin de fissuration qui semble vouloir équilibrer la tendance à une ouverture en mode I et la tendance à une localisation cristallographique (facteur de Schmid optimal). Un résultat important concerne la non unicité des courbes effectives de propagation à l'air en fonction du rapport de charge R , mettant en évidence une interaction entre fermeture et environnement ;

- L'ensemble des résultats obtenus et leur analyse sur la base du modèle initial ont permis d'établir une loi décrivant l'évolution de la vitesse de propagation en fonction des différents facteurs et paramètres mis en jeu, notamment l'environnement et le rapport de charge, et tenant compte des différents mécanismes intervenant selon les domaines de ΔK considérés ;

- A l'aide de cette nouvelle loi, un exemple d'application pour l'industrie aéronautique à été traité à travers une reformulation des outils de base (loi de propagation et loi d'évolution du taux d'ouverture U en fonction du rapport de charge R) pour le modèle PREFASS de prévision de durée de vie en fissuration. Une première approche de la modélisation numérique de la variation de U a été conduite en 2D.

Ces travaux permettent de proposer des perspectives de développement des recherches sur ces alliages aux propriétés attractives :

- en premier lieu, le comportement en fissuration dans le domaine des basses vitesses ouvre une interrogation sur l'effet de l'assistance de l'environnement sur le comportement des fissures courtes qui correspondent aux fissures dans leur premier stade de développement généralement à des vitesses lentes ;

- en second lieu, une étude fine de la localisation de la déformation en fonction des traitements thermomécaniques des alliages pourrait aider à l'optimisation des microstructures ;

- enfin, une optimisation des modèles de prédiction des durées de vie peut être envisagée à travers l'obtention d'une meilleure description de l'évolution du taux de fermeture, certainement en appui sur des modélisations numériques en 3D.

Références bibliographiques

- [1] Noble B, Harris SJ, Dinsdale K. The elastic-modulus of aluminum-lithium alloys. *Journal of Materials Science*. 1982;17:461-8.
- [2] Dubost B, Sainfort P. Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium. *Techniques de l'Ingénieur*. 1991;M240.
- [3] Thomas M. Développement et perspectives des alliages aluminium-lithium. ONERA; 1985.
- [4] Deverlay R. Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés. *Techniques de l'Ingénieur*. 1992;M440.
- [5] Papazian JM, Sigli C, Sanchez JM. New evidence for GP zones in binary Al-Li alloys. *Scripta Metallurgica*. 1986;20:201-6.
- [6] Sato T, Kamio A. High-resolution electron microscopy of phase-decomposition microstructures in aluminum-based alloys. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 1991;146:161-80.
- [7] Shen YZ, Oh KH, Lee DN. Serrated flow behavior in 2090 Al-Li alloy. In: Nam SW, Chang YW, Lee SB, Kim NJ, editors. *Mechanical Behavior of Materials X, Pts 1 and 2* 2007. p. 157-60.
- [8] Hardy HK, Silcock JM. THE PHASE SECTIONS AT 500-DEGREES-C AND 350-DEGREES-C OF ALUMINIUM-RICH ALUMINIUM-COPPER-LITHIUM ALLOYS. *Journal of the Institute of Metals*. 1956;84:423-&.
- [9] Ahmadi S, Arabi H, Shokuhfar A. Formation mechanisms of precipitates in an Al-Cu-Li-Zr alloy and their effects on strength and electrical resistance of the alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009;484:90-4.
- [10] Khireddine D, Rahouadj R, Clavel M. The influence of δ' and S' precipitation on low-cycle fatigue behavior of an aluminum-alloy. *Acta Metallurgica*. 1989;37:191-201.
- [11] Starink MJ, Wang P, Sinclair I, Gregson PJ. Microstructure and strengthening of Al-Li-Cu-Mg alloys and MMCs: I. Analysis and modelling of microstructural changes. *Acta Materialia*. 1999;47:3841-53.
- [12] Reich L, Murayama M, Hono K. Evolution of Omega phase in an Al-Cu-Mg-Ag alloy - A three-dimensional atom probe study. *Acta Materialia*. 1998;46:6053-62.
- [13] Prasad KS, Gokhale AA, Mukhopadhyay AK, Banerjee D, Goel DB. On the formation of faceted Al₃Zr (beta ') precipitates in Al-Li-Cu-Mg-Zr alloys. *Acta Materialia*. 1999;47:2581-92.
- [14] Gao N, Starink MJ, Davin L, Cerezo A, Wang SC, Gregson PJ. Microstructure and precipitation in Al-Li-Cu-Mg-(Mn, Zr) alloys. *Materials Science and Technology*. 2005;21:1010-8.
- [15] Zhang Y, Yang SS, Yu WC, Hu ZQ. Deformation and fracture behaviors of an Al-Li alloy under slow tensile and bending conditions. *Aluminium Alloys: Their Physical and Mechanical Properties*, Pts 1-3. 2000;331-3:1513-8.
- [16] Staley JT. Microstructure and toughness of high-strength aluminum alloys. In: Warke WR, Weiss V, Hahn G, editors. *Properties Related to Fracture Toughness*. Montreal: ASTM (American Society for Testing and Materials); 1976. p. 71-103.
- [17] Paris PC, Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Basic Engineering*. 1963;85:528-35.
- [18] Forman RG, Kearney VE, Engle RM. Numerical analysis of crack Propagation in cyclic-loaded structures. *Journal of Basic Engineering*. 1967;89:459-64.

- [19] Erdogan F, Ratwani M. Fatigue and fracture of cylindrical shells containing a circumferential crack. *International Journal of Fracture Mechanics*. 1970;6:379-92.
- [20] Bilby BA, Cottrell AH, Swinden KH. Spread of plastic yield from a notch. *Proceedings of the Royal Society of London*. 1963;A285:304-14.
- [21] Dugdale DS. Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1960;8:100-4.
- [22] Yokobori T, Konosu S, Yokobori Jr. AT. Micro and Macro Fracture Mechanics Approach to Brittle Fracture and Fatigue Crack Growth. *Fracture* 1977;1977. p. 665-82.
- [23] Mc Clintock FA. On the plasticity of a growth of fatigue cracks. In: Ducker DCaG, J.J., editor. *Fracture of solids*. New York: Interscience; 1963. p. 65-102.
- [24] Frost NE, D.S. D. The propagation of fatigue cracks in sheet specimens. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1958;6:92-110.
- [25] Liu HW. Fatigue crack propagation and applied stress range. *Journal of Basic Engineering*. 1963;85:116-22.
- [26] Schwalbe KH. Some aspects of crack-propagation under monotonic and cyclic load. *Engineering Fracture Mechanics*. 1977;9:547-56.
- [27] Rice JR. A path independant integral and approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *Journal of Applied Mechanics*. 1968;35:379-86.
- [28] Orowan E. Symposium on Internal Stress in Metals and Alloys. London: The Institute of Metals; 1947. p. 451.
- [29] Blankenship CP, Hornbogen E, Starke EA. Predicting slip behavior in alloys containing sherable and strong particles. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 1993;169:33-41.
- [30] Duva JM, Daeubler MA, Starke EA, Luetjering G. Large shearable particles lead to coarse slip in particle reinforced alloys. *Acta Metallurgica*. 1988;36:585-9.
- [31] Csontos AA, Starke EA. The effect of processing and microstructure development on the slip and fracture behavior of the 2.1 wt pct Li AF/C-489 and 1.8 wt pct Li AF/C-458 Al-Li-Cu-X alloys. *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*. 2000;31:1965-76.
- [32] Lynch SP, Wilson AR, Byrnes RT. EFFECTS OF AGING TREATMENTS ON RESISTANCE TO INTERGRANULAR FRACTURE OF 8090 AL-LI ALLOY PLATE. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 1993;172:79-93.
- [33] Pippin R. Threshold and effective threshold of fatigue crack-propagation in Armco iron. 1. The influence of grain-size and cold-working. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 1991;138:1-13.
- [34] Hénaff G, Morel F. *Fatigue des structures*: Ellipses; 2005.
- [35] McEvily AJ, Zhu W, Minakawa K. On the influence of the ambient environment on the fatigue crack-growth process in steels. *Engineering Fracture Mechanics*. 1986;25:361-75.
- [36] Starke EA, Williams JC. Microstructure and the fracture mechanics of fatigue crack propagation. In: Wei RP, Gangloff RP, editors. *Fracture Mechanics Perspectives and Directions: ASTM (American Society for Testing and Materials)*; 1989. p. 184-205.

- [37] Kuo VWC, Starke EA. The development of 2 texture variants and their effect on the mechanical-behavior of a high-strength P/M aluminum-alloy, X7091. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*. 1985;16:1089-103.
- [38] Gasquères C. Fissuration par fatigue et ténacité d'alliages d'aluminium 2xxx à 223K. Poitiers: ENSMA / Université de Poitiers; 2006.
- [39] Elber W. The significance of crack closure. *Damage Tolerance in Aircraft Structures*. Philadelphia: American Society for Testing Materials; 1970. p. 230-42.
- [40] Clerivet A, Bathias C. Study of crack tip opening under cyclic loading taking into account the environment and R ratio. *Engineering Fracture Mechanics*. 1979;12:599-611.
- [41] Schijve J. Some formulas for the crack opening stress level. *Engineering Fracture Mechanics*. 1981;14:461-5.
- [42] Ritchie RO, Suresh S. Some considerations on fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture surface-morphology. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*. 1982;13:937-40.
- [43] Suresh S, Ritchie RO. A geometric model for fatigue crack closure induce by fracture surface-roughness. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*. 1982;13:1627-31.
- [44] Walker N, Beevers CJ. Fatigue crack closure mechanism in titanium. *Fatigue of Engineering Materials and Structures*. 1979;1:135-48.
- [45] Jung HY, Antolovich SD. Experimental characterization of roughness-induced crack closure in Al-Li 2090-alloy. *Scripta Metallurgica Et Materialia*. 1995;33:275-81.
- [46] Suresh S, Zamiski GF, Ritchie RO. Oxide-induced crack closure - An explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth-behavior. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*. 1981;12:1435-43.
- [47] Suresh S, Vasudevan AK, Bretz PE. Mechanisms of slow fatigue crack-growth in high-strength aluminum-alloys - Role of microstructure and environment. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*. 1984;15:369-79.
- [48] Davidson DL. Incorporating threshold and environmental-effects into the damage accumulation model for fatigue crack-growth. *Fatigue of Engineering Materials and Structures*. 1980;3:229-36.
- [49] Davidson DL, Lankford J. Mixed-mode crack opening in fatigue. *Materials Science and Engineering*. 1983;60:225-9.
- [50] Minakawa K, McEvily AJ. On crack closure in the near-threshold region. *Scripta Metallurgica*. 1981;15:633-6.
- [51] Dahlberg EP. Fatigue crack propagation in high strength 4340 steel in humid air. *Asm Transactions Quarterly*. 1965;58:46-&.
- [52] Bradshaw FJ, Wheeler C. The effect of environment on fatigue crack growth in aluminium and some aluminium alloys. *Applied Materials Research*. 1966;5:112.
- [53] Bradshaw FJ. The effect of gaseous environment of fatigue crack propagation. *Scripta Metallurgica*. 1967;1:41-3.
- [54] Petit J, De Fouquet J, Hénaff G. Influence of ambient atmosphere on fatigue crack growth behaviour of metals. In: Carpinteri A, editor. *Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures*. Amsterdam: Elsevier Science B.V.; 1994. p. 1159-203.

- [55] Petit J, Sarrazin-Baudoux C, Henaff G. Mechanisms and modeling of intrinsic and environmentally assisted fatigue crack propagation 1999.
- [56] Petit J, Henaff G, Sarrazin-Baudoux C. Fatigue cracking and atmospheric environment. *Journal De Physique Iv*. 2000;10:203-12.
- [57] Petit J, Zeghloul A. ENVIRONMENTAL AND MICROSTRUCTURAL INFLUENCE ON FATIGUE PROPAGATION OF SMALL SURFACE CRACKS. *Revue De Physique Appliquee*. 1989;24:905-13.
- [58] Zeghloul A, Petit J. INFLUENCE OF ENVIRONMENT ON FATIGUE PROPAGATION OF SHORT AND LONG CRACKS IN A 7075 ALUMINUM-ALLOY. *Revue De Physique Appliquee*. 1989;24:893-904.
- [59] Petit J. Influence of environment on small fatigue crack growth 1999.
- [60] Henaff G, Marchal K, Petit J. ON FATIGUE-CRACK PROPAGATION ENHANCEMENT BY A GASEOUS ATMOSPHERE - EXPERIMENTAL AND THEORETICAL ASPECTS. *Acta Metallurgica Et Materialia*. 1995;43:2931-42.
- [61] Gudladt H-J, Petit J. Stage II crack propagation of Al---Zn---Mg---single crystals in dry and wet atmospheres. *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1991;25:2507-12.
- [62] Petit J, Buschow KHJ, Robert WC, Merton CF, Bernard I, Edward JK, et al. Fatigue Crack Propagation: Effect of Environment. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. Oxford: Elsevier; 2001. p. 2892-6.
- [63] Petit J, Hénaff G, Sarrazin-Baudoux C, Milne I, Ritchie RO, Karihaloo B. Environmentally Assisted Fatigue in the Gaseous Atmosphere. *Comprehensive Structural Integrity*. Oxford: Pergamon; 2003. p. 211-80.
- [64] Petit J, Sarrazin-Baudoux C. An overview on the influence of the atmosphere environment on ultra-high-cycle fatigue and ultra-slow fatigue crack propagation. *International Journal of Fatigue*. 2006;28:1471-8.
- [65] Lesterlin S, Sarrazin-Baudoux C, Petit J. Effects of temperature and environment interactions on fatigue crack propagation in a Ti alloy. *Scripta Materialia*. 1996;34:651-7.
- [66] Sarrazin-Baudoux C, Chabanne Y, Petit J. Influence of environment and of mean stress on fatigue crack growth at near threshold stress intensities on a Ti6246 alloy at room temperature and 500°C. *Scripta Materialia*. 1999;40:451-7.
- [67] Sarrazin-Baudoux C, Petit J. Environmental effects on near-threshold fatigue crack propagation on a Ti6246 alloy at 500°C. In: Petit LRaJ, editor. *European Structural Integrity Society*: Elsevier; 2002. p. 227-36.
- [68] Sarrazin-Baudoux C, Loubat F, Potiron S. On the competitive effects of water vapor and oxygen on fatigue crack propagation at 550°C in a Ti6242 alloy. In: Shipilov SA, Jones RH, Olive JM, Rebak RB, editors. *Environment-Induced Cracking of Materials*. Amsterdam: Elsevier; 2008. p. 367-76.
- [69] Pippin R. THRESHOLD AND EFFECTIVE THRESHOLD OF FATIGUE CRACK-PROPAGATION IN ARMCO IRON .2. THE INFLUENCE OF ENVIRONMENT. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 1991;138:15-22.
- [70] Pelloux RMN. MECHANISMS OF FORMATION OF DUCTILE FATIGUE STRIATIONS. *Asm Transactions Quarterly*. 1969;62:281-&.
- [71] Petit J, Henaff G. STAGE-II INTRINSIC FATIGUE CRACK-PROPAGATION. *Scripta Metallurgica Et Materialia*. 1991;25:2683-7.

- [72] Weertman J. THEORY OF FATIGUE CRACK GROWTH BASED ON A BCS CRACK THEORY WITH WORK-HARDENING. *International Journal of Fracture*. 1973;9:125-31.
- [73] Rice JP. Plastic yielding at a crack tip. *International Conference on Fracture*. Sendai1965.
- [74] Petit J, Sarrazin-Baudoux C. Effet de l'environnement. In: Bathias C, Pineau A, editors. *Fatigue des matériaux et des structures 2*: Hermès; 2008. p. 149-203.
- [75] Davidson DL, Lankford J. THE EFFECT OF WATER-VAPOR ON FATIGUE CRACK TIP MECHANICS IN 7075-T651 ALUMINUM-ALLOY. *Fatigue of Engineering Materials and Structures*. 1983;6:241-56.
- [76] Wei RP, Gao M. RECONSIDERATION OF THE SUPERPOSITION MODEL FOR ENVIRONMENTALLY ASSISTED FATIGUE CRACK-GROWTH. *Scripta Metallurgica*. 1983;17:959-62.
- [77] Tschegg E, Stanzl S. FATIGUE CRACK-PROPAGATION AND THRESHOLD IN BCC AND FCC METALS AT 77 AND 293 K. *Acta Metallurgica*. 1981;29:33-40.
- [78] Choi HJ, Schwartz LH. FATIGUE CRACK-PROPAGATION IN INTERCRITICALLY TEMPERED FE-9NI-0.1C AND FE-4MN-0.15C. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*. 1983;14:1089-99.
- [79] Yu W, Gerberich WW. ON THE CONTROLLING PARAMETERS FOR FATIGUE-CRACK THRESHOLD AT LOW HOMOLOGOUS TEMPERATURES. *Scripta Metallurgica*. 1983;17:105-10.
- [80] McKittrick J, Liaw PK, Kwun SI, Fine ME. THRESHOLD FOR FATIGUE MACROCRACK PROPAGATION IN SOME ALUMINUM-ALLOYS. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*. 1981;12:1535-9.
- [81] Sadananda K, Shahinian P. PREDICTION OF THRESHOLD STRESS INTENSITY FOR FATIGUE CRACK GROWTH USING A DISLOCATION MODEL. *International Journal of Fracture*. 1977;13:585-94.
- [82] Yokobori AT. PREDICTION OF THRESHOLD STRESS INTENSITY FOR FATIGUE CRACK GROWTH USING A DISLOCATION MODEL. *International Journal of Fracture*. 1978;14:R315-R8.
- [83] Rao KTV, Ritchie RO. Mechanisms influencing the cryogenic fracture-toughness behavior of Aluminum Lithium alloys. *Acta Metallurgica Et Materialia*. 1990;38:2309-26.
- [84] Glazer J, Verzasconi SL, Sawtell RR, Morris JW. MECHANICAL-BEHAVIOR OF ALUMINUM-LITHIUM ALLOYS AT CRYOGENIC TEMPERATURES. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*. 1987;18:1695-701.
- [85] Park KJ, Lee CS. Fatigue crack propagation in Al-Li 8090 alloy at room (300K) and cryogenic (77K) temperatures. *Scripta Materialia*. 1996;34:215-20.
- [86] Chen DL, Chaturvedi MC, Goel N, Richards NL. Fatigue crack growth behavior of X2095 Al-Li alloy. *International Journal of Fatigue*. 1999;21:1079-86.
- [87] Coyne EJ, Sanders TH, Starke EA. The effect of microstructure and moisture on the low-cycle fatigue and fatigue crack propagation of two Al-Li-X alloys. In: Sanders TH, Starke EA, editors. *Aluminium-lithium alloys*. Stone Mountain: The Metallurgical Society of AIME; 1981. p. 293.
- [88] Bretz PE, Mueller LN, Vasudevan AK. Fatigue properties of 2020-T651 aluminum alloy. In: Sanders TH, Starke EA, editors. *Aluminum-Lithium Alloys II*. Monterey: The Metallurgical Society of AIME; 1983. p. 543.

- [89] Harris SJ, Noble B, Dinsdale K. Effect of composition and heat treatment on strength and fracture characteristics of Al-Li-Mg alloys. In: Sanders TH, Starke EA, editors. Aluminum-Lithium Alloys II. Monterey: The Metallurgical Society of AIME; 1983. p. 219.
- [90] Pao PS, Sankaran KK, O'Neal JE. Microstructure, deformation, and corrosion-fatigue behavior of a rapidly solidified Al-Li-Cu-Mn alloy. In: Sanders TH, Starke EA, editors. Aluminum-Lithium Alloys. Stone Mountain: The Metallurgical Society of AIME; 1981. p. 307.
- [91] Vasudevan AK, Bretz PE, Miller AC, Suresh S. FATIGUE CRACK-GROWTH BEHAVIOR OF ALUMINUM ALLOY-2020 (AL-CU-LI-MN-CD). Materials Science and Engineering. 1984;64:113-22.
- [92] Vasudevan AK, Suresh S. LITHIUM-CONTAINING ALUMINUM-ALLOYS - CYCLIC FRACTURE. Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science. 1985;16:475-7.
- [93] Suresh S, Vasudevan AK, Tosten M, Howell PR. Microscopic and macroscopic aspects of fracture in lithium-containing aluminum alloys. Acta Metallurgica. 1987;35:25-46.
- [94] Vasudevan AK, Doherty RD. OVERVIEW NO-58 - GRAIN-BOUNDARY DUCTILE FRACTURE IN PRECIPITATION HARDENED ALUMINUM-ALLOYS. Acta Metallurgica. 1987;35:1193-219.
- [95] Decreus B. Etude de la précipitation dans les alliages Al-Li-Cu de troisième génération – Relations entre microstructures et propriétés mécaniques. Grenoble: Université de Grenoble - Institut Polytechnique de Grenoble; 2010.
- [96] Gable BM, Zhu AW, Csontos AA, Starke EA. The role of plastic deformation on the competitive microstructural evolution and mechanical properties of a novel Al-Li-Cu-X alloy. Journal of Light Metals. 2001;1:1-14.
- [97] Blankenship CP, Starke EA. THE FATIGUE CRACK-GROWTH BEHAVIOR OF THE AL-CU-LI ALLOY WELDALITE 049. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 1991;14:103-14.
- [98] Rao KTV, Ritchie RO. MECHANICAL-PROPERTIES OF AL-LI ALLOYS .2. FATIGUE CRACK-PROPAGATION. Materials Science and Technology. 1989;5:896-907.
- [99] Rao KTV, Yu W, Ritchie RO. FATIGUE CRACK-PROPAGATION IN ALUMINUM-LITHIUM ALLOY 2090 .1. LONG CRACK BEHAVIOR. Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science. 1988;19:549-61.
- [100] Rao KTV, Ritchie RO. FATIGUE OF ALUMINUM LITHIUM ALLOYS. International Materials Reviews. 1992;37:153-85.
- [101] Piascik RS, Gangloff RP. ENVIRONMENTAL FATIGUE OF AN AL-LI-CU ALLOY .1. INTRINSIC CRACK-PROPAGATION KINETICS IN HYDROGENOUS ENVIRONMENTS. Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science. 1991;22:2415-28.
- [102] Piascik RS, Gangloff RP. ENVIRONMENTAL FATIGUE OF AN AL-LI-CU ALLOY .2. MICROSCOPIC HYDROGEN CRACKING PROCESSES. Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science. 1993;24:2751-62.
- [103] Pao PS, Cooley LA, Imam MA, Yoder GR. FATIGUE-CRACK GROWTH IN 2090 AL-LI ALLOY. Scripta Metallurgica. 1989;23:1455-60.
- [104] Petit J, Ranganathan N. Fatigue crack propagation at low rates and near threshold in Al-Li alloys. In: Peters M, Winkler PJ, editors. Sixth International Aluminium-Lithium Conference. Garmisch-Partenkirchen: DGM Informationsgesellschaft mbH; 1991. p. 521.
- [105] S.J. H, Noble B, Dinsdale K. Fatigue crack growth characteristics of Al-Li based alloys. Fatigue '84. Birmingham 1984. p. 361.

- [106] Tintillier R. Résistance à la propagation aux faibles vitesses des fissures de fatigue dans un alliage aluminium-lithium 8090. Poitiers: Thèse ENSMA / Université de Poitiers; 1988.
- [107] Ro YJ, Agnew SR, Bray GH, Gangloff RP. Environment-exposure-dependent fatigue crack growth kinetics for Al-Cu-Mg/Li. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 2007;468:88-97.
- [108] Adiwijayanto F. Etude comparative des mécanismes de fissuration par fatigue des alliages d'aluminium au lithium 8090C T851 et 2024 T351. Poitiers: ENSMA / Université de Poitiers; 1994.
- [109] Scully JR, Young Jr GA, Smith SW. Hydrogen solubility, diffusion and trapping in high purity aluminum and selected Al-base alloys. *Materials Science Forum*. 2000;331:II/.
- [110] Smith SW, Scully JR. Hydrogen Trapping and Its Correlation to the Hydrogen Embrittlement Susceptibility of Al-Li-Cu-Zr Alloys. In: Thompson AW, Moody NR, editors. *Hydrogen Effects in Materials (Fifth International Conference)*: TMS; 1994. p. 131-41.
- [111] Smith SW, Scully JR. Identification of hydrogen trapping states in an Al-Li-Cu-Zr alloy using thermal desorption spectroscopy. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2000;31:179-83.
- [112] Rao KTV, Ritchie RO. MECHANISMS FOR THE RETARDATION OF FATIGUE CRACKS FOLLOWING SINGLE TENSILE OVERLOADS - BEHAVIOR IN ALUMINUM LITHIUM ALLOYS. *Acta Metallurgica*. 1988;36:2849-62.
- [113] Wardclose CM, Blom AF, Ritchie RO. MECHANISMS ASSOCIATED WITH TRANSIENT FATIGUE CRACK-GROWTH UNDER VARIABLE-AMPLITUDE LOADING - AN EXPERIMENTAL AND NUMERICAL STUDY. *Engineering Fracture Mechanics*. 1989;32:613-38.
- [114] Petit J, Suresh S, Vasudevan AK, Malcolm RC. Constant amplitude and post-overload fatigue crack growth in Al-Li alloys. In: Baker C, Gregson PJ, Harris SJ, Peel CJ, editors. *Aluminium Lithium alloys III*. Oxford: the Institute of Metals; 1986. p. 257.
- [115] Yu W, Ritchie RO. FATIGUE CRACK-PROPAGATION IN 2090 ALUMINUM-LITHIUM ALLOY - EFFECT OF COMPRESSION OVERLOAD CYCLES. *Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the Asme*. 1987;109:81-5.
- [116] Yu MT, Topper TH. THE EFFECTS OF MATERIAL STRENGTH, STRESS RATIO, AND COMPRESSIVE OVERLOAD ON THE THRESHOLD BEHAVIOR OF A SAE1045 STEEL. *Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the Asme*. 1985;107:19-25.
- [117] Zaiken E, Ritchie RO. ON THE ROLE OF COMPRESSION OVERLOADS IN INFLUENCING CRACK CLOSURE AND THE THRESHOLD CONDITION FOR FATIGUE CRACK-GROWTH IN 7150 ALUMINUM-ALLOY. *Engineering Fracture Mechanics*. 1985;22:35-48.
- [118] Scarich GV, Bresnahan KM, Bretz PE. Fatigue crack growth resistance of aluminium alloys under spectrum loading : Vol. II - Aluminium-lithium alloys. Hawthorne: Northrop Corporation; 1985.
- [119] Ranganathan N, Ait Abdedaim M, Petit J. Microscopic load interaction effects observed in an Al-Li alloy as compared to classical damage tolerant alloys. *Advanced Aluminium and Magnesium Alloys*. Bruxelles: ASM International; 1990. p. 165-72.
- [120] Wanhill RJH, 't Hart WGJ, Schra L. Flight simulation and constant amplitude fatigue crack growth in aluminium-lithium sheet and plate. 16th International Congress on Aeronautical Fatigue. Tokyo1991.
- [121] Schra L, 't Hart WGJ. Residual strength and fatigue crack growth properties of Al-Li-Cu-Mg-Zr sheet materials. *National Aerospace Laboratory NLR*; 1988. p. 66.

- [122] Chermahini RG, Shivakumar KN, Newman JC, Blom AF. 3-DIMENSIONAL ASPECTS OF PLASTICITY-INDUCED FATIGUE CRACK CLOSURE. *Engineering Fracture Mechanics*. 1989;34:393-401.
- [123] Solanki K, Daniewicz SR, Newman JC. Finite element modeling of plasticity-induced crack closure with emphasis on geometry and mesh refinement effects. *Engineering Fracture Mechanics*. 2003;70:1475-89.
- [124] Solanki K, Daniewicz SR, Newman JC. Finite element analysis of plasticity-induced fatigue crack closure: an overview. *Engineering Fracture Mechanics*. 2004;71:149-71.
- [125] McClung RC, Sehitoglu H. ON THE FINITE-ELEMENT ANALYSIS OF FATIGUE CRACK CLOSURE .1. BASIC MODELING ISSUES. *Engineering Fracture Mechanics*. 1989;33:237-52.
- [126] McClung RC, Sehitoglu H. ON THE FINITE-ELEMENT ANALYSIS OF FATIGUE CRACK CLOSURE .2. NUMERICAL RESULTS. *Engineering Fracture Mechanics*. 1989;33:253-72.
- [127] McClung RC, Thacker BH, Roy S. FINITE-ELEMENT VISUALIZATION OF FATIGUE CRACK CLOSURE IN PLANE-STRESS AND PLANE-STRAIN. *International Journal of Fracture*. 1991;50:27-49.
- [128] Dougherty JD, Padovan J, Srivatsan TS. Fatigue crack propagation and closure behavior of modified 1070 steel: Finite element study. *Engineering Fracture Mechanics*. 1997;56:189-212.
- [129] Roychowdhury S, Dodds RH. A numerical investigation of 3-D small-scale yielding fatigue crack growth. *Engineering Fracture Mechanics*. 2003;70:2363-83.
- [130] Park SJ, Earmme YY, Song JH. Determination of the most appropriate mesh size for a 2-D finite element analysis of fatigue crack closure behaviour. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 1997;20:533-45.
- [131] Roychowdhury S, Dodds RH. Three-dimensional effects on fatigue crack closure in the small-scale yielding regime - a finite element study. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2003;26:663-73.
- [132] Gonzalez-Herrera A, Zapatero J. Influence of minimum element size to determine crack closure stress by the finite element method. *Engineering Fracture Mechanics*. 2005;72:337-55.
- [133] Vor K. Etude expérimentale et modélisation numérique de la fermeture de fissures longues et courtes dans un acier inoxydable 304L. Poitiers: ENSMA / Université de Poitiers; 2009.
- [134] Hou CY. Three-dimensional finite element analysis of fatigue crack closure behavior in surface flaws. *International Journal of Fatigue*. 2004;26:1225-39.
- [135] Skinner JD, Daniewicz SR. Simulation of plasticity-induced fatigue crack closure in part-through cracked geometries using finite element analysis. *Engineering Fracture Mechanics*. 2002;69:1-11.
- [136] de Matos PFP, Nowell D. On the accurate assessment of crack opening and closing stresses in plasticity-induced fatigue crack closure problems. *Engineering Fracture Mechanics*. 2007;74:1579-601.
- [137] Pommier S. Cyclic plasticity and variable amplitude fatigue. *International Journal of Fatigue*. 2003;25:983-97.
- [138] Newman JC. A finite-element analysis of fatigue crack closure. *Mechanics of crack growth: American Society for Testing Materials*; 1976.

- [139] Palazotto AN, Mercer JG. A FINITE-ELEMENT COMPARISON BETWEEN SHORT AND LONG CRACKS WITHIN A PLASTIC ZONE DUE TO A NOTCH. *Engineering Fracture Mechanics*. 1990;35:967-86.
- [140] Wang CH, Rose LRF, Newman JC. Closure of plane-strain cracks under large-scale yielding conditions. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2002;25:127-39.
- [141] Andersson H, Persson C, Hansson T, Melin S, Jarvstrat N. Constitutive dependence in finite-element modelling of crack closure during fatigue. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2004;27:75-87.
- [142] Singh KD, Parry MR, Sinclair I. Some issues on finite element modelling of plasticity induced crack closure due to constant amplitude loading. *International Journal of Fatigue*. 2008;30:1898-920.
- [143] Solanki KN. Two and three dimensional finite element analysis of plasticity induced crack closure: Mississipi State University; 2002.
- [144] Lesur N. Propagation par fatigue des fissures physiquement courtes dans un acier inoxydable de type 304L : Rôle de la fermeture et de la plasticité. Poitiers: ENSMA / Université de Poitiers; 2005.
- [145] Sehitoglu H, Sun W. MODELING OF PLANE-STRAIN FATIGUE CRACK CLOSURE. *Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the Asme*. 1991;113:31-40.
- [146] Wei S, Sehitoglu H. RESIDUAL-STRESS FIELDS DURING FATIGUE CRACK-GROWTH. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 1992;15:115-28.
- [147] Ellyin F, Ozah F. 3D modelling of plasticity induced fatigue crack closure-effect of material constitutive relations. *Engineering Fracture Mechanics*. 2010;77:1693-707.
- [148] Wu J, Ellyin F. A study of fatigue crack closure by elastic-plastic finite element analysis for constant-amplitude loading. *International Journal of Fracture*. 1996;82:43-65.
- [149] Ismonov S, Daniewicz SR. Simulation and comparison of several crack closure assessment methodologies using three-dimensional finite element analysis. *International Journal of Fatigue*. 2010;32:1322-9.
- [150] Gonzalez-Herrera A, Zapatero J. Tri-dimensional numerical modelling of plasticity induced fatigue crack closure. *Engineering Fracture Mechanics*. 2008;75:4513-28.
- [151] Wei LW, James MN. A study of fatigue crack closure in polycarbonate CT specimens. *Engineering Fracture Mechanics*. 2000;66:223-42.
- [152] Zhang JZ, Halliday MD, Bowen P, Poole P. Three dimensional elastic-plastic finite element modelling of small fatigue crack growth under a single tensile overload. *Engineering Fracture Mechanics*. 1999;63:229-51.
- [153] Chea P. Etude numérique de la fermeture de fissure dans un acier inoxydable austénitique 304L: Rapport de Master2, ENSMA; 2010.
- [154] Registered designations and chemical composition limits. *International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys: The Aluminium Association*; 2006. p. 27.
- [155] Sainfort P. Contribution à l'étude des relations microstructure-durcissement dans les alliages Al-Li et Al-Cu-Li. Grenoble: Institut Polytechnique de Grenoble; 1985.
- [156] ASTM. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. *ASTM Annual Book of ASTM Standards*. Philadelphia: American Society for Testing and Materials; 1995.

- [157] Toutlemonde G. Notions de mécanique statique et de résistance des matériaux: Institut français du pétrole et des moteurs; 1973.
- [158] Kikukawa M, Jono M, Mikami S. Fatigue crack propagation and crack closure behaviour under stationary and varying loadings (tests results of aluminium alloy). Journal of the Society on Materials. 1982;31:438-87.
- [159] Bilby BA, Cardew E, Howard IC. Stress intensity factors at the tips of kinked and forked cracks. Fracture 1977, International Conference on Fracture 4. Waterloo, Canada1977.
- [160] Journet B. Analyse de fissure courbe sur 2050-T84 - Document électronique envoyé par mail daté du 19/11/2010.
- [161] Suresh S. Crack deflection - Implications for the growth of long and short fatigue cracks. Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science. 1983;14:2375-85.
- [162] Foulquier J. Evaluation of PREFFAS in the case of a 2091 aluminium-lithium thin sheet. Suresnes: Aérospatiale; 1993. p. 55.
- [163] Ranganathan N, Adiwijayanto F, Petit J, Bailon JP. Fatigue-crack propagation mechanisms in an aluminium-lithium alloy. Acta Metallurgica Et Materialia. 1995;43:1029-35.
- [164] Meletis EI, Huang WJ. The role of the T1 phase in the preexposure and hydrogen embrittlement of Al-Li-Cu alloys. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing. 1991;148:197-209.
- [165] McClung RC. Crack closure and plastic zone size in fatigue. Fatigue Fracture Engineering Materials Structure. 1991;41:455-68.
- [166] Hénaff G. Etude de la tolérance aux dommages en fatigue vibratoire d'un acier type 30NCD16. Université de Poitiers1991.
- [167] Sarrazin-Baudoux C. Habilitation à diriger des recherches. Université de Poitiers2000.
- [168] Sarrazin-Baudoux C. Crack propagation uner fatigue-corrosion interaction in titanium alloys. 10th World Conference on Titanium. Hamburg2003.
- [169] Aliaga D, Davy A, Schaff H. A simple crack closure model for predicting fatigue crack growth under flight simulation loading. 13th ICAF Symposium. Pisa1985.
- [170] Aliaga D, Davy A, Schaff H. A simple crack closure model for predicting fatigue crack growth under flight simulation loading. In: Newman JC, Elber W, editors. Mechanics of fatigue crack closure ASTM STP 982: American Society for Testing and Materials; 1987. p. 491-504.
- [171] Lemaître J, Chaboche JL. Mécanique des matériaux solides. Paris2001.

Titre : Fissuration par fatigue d'alliages d'aluminium au lithium de troisième génération.

Résumé : Cette thèse s'inscrit dans le cadre général de l'étude de la tolérance au dommage des alliages légers utilisés dans l'industrie aéronautique. Le thème de recherche porte plus particulièrement sur la résistance à la fissuration par fatigue d'alliages d'aluminium au lithium de troisième génération, le but essentiel étant de dégager les paramètres microstructuraux pertinents pour optimiser la résistance à la fissuration. Dans ce contexte trois nuances d'alliages Al-Cu-Li 2050-T84, 2198-T851 et 2196-T851 ont été considérées, qui jouent principalement sur les teneurs respectives en lithium et en cuivre. Sur la base d'essais de propagation à l'air et sous vide, d'observations en microscopie électronique à balayage et d'analyses EBSD, il est montré que la résistance à la propagation est fortement déterminée par les mécanismes de glissement des dislocations mis en jeu en pointe de fissure. Il ressort notamment qu'une localisation de la déformation favorisée par les précipitations spécifiques à ces alliages existant dans ces structures sous revenus, privilégie, dans le domaine des vitesses inférieures à 10^{-7} m/cycle, le développement d'un mode de fissuration transgranulaire à caractère cristallographique, ayant un double effet : une résistance à la fissuration accentuée en l'absence d'assistance de l'environnement (vide ou exposition réduite à la vapeur d'eau) conduisant à des seuils élevés, ou bien une accélération de la fissuration près du seuil avec une forte réduction du seuil sous atmosphère ambiante, attribuée à une assistance de l'hydrogène dans ces trois alliages à addition de lithium; ce dernier mécanisme intervient de façon très similaire dans les alliages type Al-Zn-Mg, mais n'intervient pas dans les alliages type Al-Cu-Mg. Une modélisation intégrant les différents mécanismes de fissuration en fonction du couple environnement-microstructure et en tenant compte des interactions entre la fermeture et les effets d'environnement est proposée pour décrire une loi effective, c'est-à-dire la relation entre la vitesse de propagation da/dN et l'amplitude effective du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} . Une modélisation 2D de la fermeture induite par plasticité ouvre une piste pour une simulation quantitative de l'influence de ce facteur dans le domaine des vitesses intermédiaires. L'intégration de la loi effective dans un modèle industriel de prédiction des durées de vie dans des structures aéronautiques est également abordée.

Mots-clés : Fissuration par fatigue, alliages d'aluminium, environnement atmosphérique, fermeture, simulation numérique de la fermeture, chemin de fissuration, microstructure, modélisation de la propagation.