



## Open Archive Toulouse Archive Ouverte (OATAO)

OATAO is an open access repository that collects the work of Toulouse researchers and makes it freely available over the web where possible.

This is an author-deposited version published in: <http://oatao.univ-toulouse.fr/>  
Eprints ID: 5804

**To cite this version:** Shahzad, Majid. *Influence de la rugosité et des traitements d'anodisation sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium aéronautiques 2214 et 7050*. PhD, Fracture mechanics, Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace, 2011, 274 p.

Any correspondence concerning this service should be sent to the repository administrator: [staff-oatao@inp-toulouse.fr](mailto:staff-oatao@inp-toulouse.fr)



Université  
de Toulouse

# THÈSE

En vue de l'obtention du

## DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par l'Université de Toulouse  
Discipline ou spécialité : Génie Mécanique

---

Présentée et soutenue par *Majid SHAHZAD*  
Le 18 Mars 2011

**Titre :** *Influence de la rugosité et des traitements d'anodisation sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium aéronautiques 2214 et 7050*

### JURY

<i>Yvan IORDANOFF</i>	<i>Professeur</i>	<i>ENSAM Bordeaux</i>	<i>Président</i>
<i>Thierry PALIN-LUC</i>	<i>Professeur</i>	<i>Univ. de Bordeaux 1</i>	<i>Rapporteur</i>
<i>Patrick VILLECHAISE</i>	<i>Directeur CNRS</i>	<i>Univ. de Poitiers</i>	<i>Rapporteur</i>
<i>Farhad REZAI-ARIA</i>	<i>Professeur</i>	<i>ENSTIMAC Albi</i>	<i>Directeur de thèse</i>
<i>Michel CHAUSSUMIER</i>	<i>Maître de Conférence</i>	<i>INSA Toulouse</i>	<i>Co-directeur de thèse</i>
<i>Rémy CHIERAGATTI</i>	<i>Maître de Conférence</i>	<i>ISAE Toulouse</i>	<i>Examineur</i>
<i>Myriam AUGROS</i>	<i>Ingénieur d'études</i>	<i>MESSIER-BUGATTI</i>	<i>Examineur</i>
<i>Thomas BILLAUDEAU</i>	<i>Ingénieur M&amp;P</i>	<i>AIRBUS</i>	<i>Examineur</i>

---

**Ecole doctorale :** *Mécanique, Energétique, Génie Civil et Procédés (MEGeP)*

**Unité de Recherche :** *Institut Clément Ader / ISAE*

**Directeur(s) de Thèse :** *F. REZAI-ARIA / M. CHAUSSUMIER*





# THÈSE

En vue de l'obtention du

## DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par l'Université de Toulouse  
Discipline ou spécialité : Génie Mécanique

Présentée et soutenue par Majid SHAHZAD  
Le 18 Mars 2011

**Titre :** *Influence de la rugosité et des traitements d'anodisation sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium aéronautiques 2214 et 7050*

---

### JURY

Yvan IORDANOFF	Professeur	ENSAM Bordeaux	Président
Thierry PALIN-LUC	Professeur	Univ. de Bordeaux 1	Rapporteur
Patrick VILLECHAISE	Directeur CNRS	Univ. de Poitiers	Rapporteur
Farhad REZAI-ARIA	Professeur	ENSTIMAC Albi	Directeur de thèse
Michel CHAUSSUMIER	Maître de Conférence	INSA Toulouse	Co-directeur de thèse
Rémy CHIERAGATTI	Maître de Conférence	ISAE Toulouse	Examineur
Myriam AUGROS	Ingénieur d'études	MESSIER-BUGATTI	Examineur
Thomas BILLAUDEAU	Ingénieur M&P	AIRBUS	Examineur

---

**Ecole doctorale :** *Mécanique, Energétique, Génie Civil et Procédés (MEGeP)*

**Unité de Recherche :** *Institut Clément Ader / ISAE*

**Directeur(s) de Thèse :** *F. REZAI-ARIA / M. CHAUSSUMIER*



*A mes parents*



## Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé à l'Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace (ISAE), Université de Toulouse. Il a été dirigé par *M. Farhad REZAI-ARIA* et *M. Michel CHAUSSUMIER*. Ce travail de recherche a bénéficié d'une bourse de la Higher Education Commission (HEC) du Pakistan et du concours matériel des partenaires industriels MESSIER-BUGATTI et AIRBUS France.

En tout premier lieu, je voudrais exprimer ma sincère gratitude et ma plus profonde reconnaissance à *M. Michel CHAUSSUMIER*, co-directeur de thèse, pour ses conseils, ses idées et ses remarques techniques. Il a consacré énormément de temps et sans son aide, il m'aurait été impossible d'effectuer ce travail.

J'adresse également mes remerciements à *M. Farhad REZAI-ARIA*, mon directeur de thèse pour ses conseils et ses propositions pour mener à bien ce travail.

Je tiens à remercier *M. Thierry PALIN-LUC*, Professeur à l'Université de Bordeaux 1, et *M. Patrick VILLECHAISE*, Directeur de recherche CNRS à Poitiers, pour avoir accepté d'être rapporteur de ce travail de thèse.

J'adresse également mes remerciements à *M. Yvan IORDANOFF*, Professeur à l'Université de Bordeaux, pour avoir accepté de présider le jury de ma thèse.

Je voudrais également exprimer ma gratitude à *Mme Catherine MABRU* pour ses conseils lors de nos discussions techniques et à *M. Rémy CHIERAGATTI* pour sa participation active à ces travaux.

Je remercie très sincèrement les personnes qui m'ont entouré tout au long de ce travail. Tout d'abord le personnel du laboratoire : *M. Michel LABARRERE*, *M. Daniel BOITEL*, *M. Pierre ERIZE* et *M. Thierry MARTIN* pour leur aide technique sur les moyens expérimentaux ; *M. Daniel GAGNEUX*, *M. Philippe CORRIA*, *M. Serge DAYDE* et *M. Bernard RIVIERE* pour la fabrication des éprouvettes.



Je remercie vivement *Mme. Myriam AUGROS*, ingénieur d'études R&D de MESSIER-BUGATTI France et *M. Thomas BILLAUDEAU*, ingénieur matériaux et Procédés d'AIRBUS France pour nous avoir fourni la matière et pour leur aide pour la préparation des éprouvettes traités.

Je voudrais remercier également tous ceux qui m'ont soutenu durant ces trois années de thèse à travers des mots d'encouragements et des gestes d'amitié. Ainsi mes collègues de laboratoire : *Muhammad Ilyas, Yohan LEDRU, Yann GOUEFFON, Ambrousiess WEISS et Sophie GOMEZ* : sans oublier mes amis *Rizwan SHAD, Imtnan QAZI, Rashid HAMEED, Amir SHAHDIN, Toufeer MAHDI, Shahid ZEESHAN, Moazzam GHOUS et Muhammad KALEEM*.

# Table des Matières



## **Liste des Tableaux et Figures**

<b><u>Introduction</u></b>	3
<b><u>Chapitre 1 : Etude Bibliographique</u></b>	10
1.1) Généralités sur la fatigue	10
1.1.1) Introduction à la fatigue	10
1.1.2) Stades de l'endommagement par fatigue	13
1.1.2.1) Amorçage de fissure	13
1.1.2.2) Propagation de fissure	17
1.2) Influence de la surface sur la tenue en fatigue	21
1.2.1) Le facteur géométrique : la rugosité de surface	22
1.2.1.1) Les paramètres de rugosité	24
1.2.1.2) Coefficient de réduction sur la tenue en fatigue $K_S$	23
1.2.1.3) Modèles semi-empiriques pour la prise en compte de l'effet de la rugosité	24
1.2.1.4) Utilisation de modèles éléments finis pour l'étude de l'influence de la rugosité	33
1.2.2) Etat mécanique	36
1.2.2.1) Les contraintes résiduelles	36
1.2.2.2) Influence des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue	36
1.2.3) Etat microstructural	37
1.3) Les alliages d'aluminium	38
1.3.1) Alliages d'aluminium des séries 2000 et 7000	39
1.3.1.1) Microstructures	40
1.3.1.2) Propriétés mécaniques pour des séries 2000 et 7000	41
1.3.2) Le comportement en fatigue pour les alliages d'aluminium – relation avec la microstructure et modèles	42
1.4) L'anodisation des alliages d'aluminium	44
1.4.1) Objectif et principe	44
1.4.2) Préparation de surface	45
1.4.2.1) Dégraissage	45

1.4.2.2) Décapage	46
1.4.2.3) Colmatage	46
1.4.3) Morphologies de la couche anodique	47
1.4.4) Propriétés mécaniques des couches anodiques	50
1.4.4.1) Module d'élasticité et dureté	50
1.4.5) Influence de l'anodisation sur la tenue en fatigue	51
1.4.5.1) Effet d'épaisseur de la couche anodique	57
1.4.5.2) Effet de contraintes résiduelles de la couche anodique sur fatigue	60
1.4.5.3) Effet de la couche anodique sur propagation de fissure de fatigue	62
1.4.5.4) Effets des prétraitements	64
1.5) Conclusions de l'étude bibliographique	70
<b><u>Chapitre 2 : Matériaux et Méthodes Expérimentales</u></b>	73
2.1) Introduction	73
2.2) Présentation des alliages et des traitements	73
2.2.1) Alliage 2214-T6	73
2.2.1.1) Matériau	73
2.2.1.2) Microstructure	74
2.2.1.3) Caractéristiques mécaniques	77
2.2.1.4) Processus d'anodisation	78
2.2.1.5) Etat de la surface après décapage	78
2.2.1.6) Etat de la surface après anodisation et colmatage	79
2.2.2) Alliage 7050-T7451	82
2.2.2.1) Matériau	82
2.2.2.2) Microstructure	82
2.2.2.3) Caractéristiques mécaniques	85
2.2.2.4) Processus d'anodisation	85
2.2.2.5) Etat de la surface après la phase de décapage	85
2.2.2.6) Etat de la surface après l'oxydation anodique	86
2.3) Usinage des éprouvettes de fatigue	88
2.3.1) Prélèvement des ébauches	89

2.3.1.1)	Alliage 2214-T6	89
2.3.1.2)	Alliage 7050-T7451	89
2.3.2)	Conditions d'usinage pour la finition des éprouvettes	91
2.3.3)	Parachèvement des éprouvettes de fatigue prismatiques	92
2.4)	Caractérisation des surfaces usinées	92
2.5)	Réalisation des essais de fatigue	94
2.6)	Conclusions	95
<b><u>Chapitre 3 : Résultats Expérimentaux</u></b>		99
3.1)	Introduction	99
3.2)	Résultats des essais de fatigue	99
3.2.1)	Alliage 2214-T6	99
3.2.2)	Analyse des faciès de rupture	106
3.2.2.1)	Cas des éprouvettes usinées	106
3.2.2.2)	Cas des éprouvettes décapées	109
3.2.2.3)	Cas des éprouvettes anodisées	109
3.2.3)	Alliage 7050-T7451	114
3.2.4)	L'analyse des faciès de rupture	117
3.2.4.1)	Cas des éprouvettes usinées	117
3.2.4.2)	Cas des éprouvette décapées	120
3.2.4.3)	Cas des éprouvettes anodisées	122
3.3)	Conclusions	124
<b><u>Chapitre 4 : Conclusions</u></b>		129
<b><u>Chapitre 5 : Références</u></b>		134
<b><u>Chapitre 6: Modélisation</u></b>		143
6.1)	Introduction	143
6.2)	La méthode du coefficient de concentration de contrainte locale	145
6.2.1)	Détermination du coefficient de concentration de contrainte	146
6.2.2)	Prise en compte du Kt pour le calcul de durée de vie	150
6.2.2.1)	Domaine des grandes durées de vie	150

6.2.2.2) Domaine de faibles durées de vie	151
6.3) Application du modèle de Suraratchai aux alliages 7050 et 2214	153
6.3.1) Cas de l'alliage 2214 – T6 – état usiné	153
6.3.1.1) Calcul du nombre de cycles en propagation	154
6.3.1.2) Calcul du nombre de cycles d'amorçage	155
6.3.1.3) Validation du modèle : application au cas de la forte rugosité	156
6.3.2) Cas de l'alliage 7050 – T7451 – état usiné	159
6.3.2.1) Calcul du nombre de cycles en propagation	160
6.3.2.2) Calcul du nombre de cycles d'amorçage	161
6.3.2.3) Nombres de cycles à l'amorçage pour une fissure de taille initiale de 110 microns	162
6.3.3) Application du modèle aux résultats de décapage	164
6.3.3.1) Cas de l'alliage 2214-T6	164
6.3.3.2) Cas de l'alliage 7010 – T7451 décapé	165
6.3.4) Application du modèle aux résultats d'anodisation	167
6.3.4.1) Cas de l'alliage 2214-T6	167
6.3.4.2) Cas de l'alliage 7010-T7451	167
6.3.5) Conclusions sur l'application du modèle de Suraratchai aux cas des alliages 2214-T6 et 7050-T7451	169
6.4) Généralisation du modèle	171
6.5) Nouvelle modélisation	172
6.5.1) Caractérisation de la surface et détermination du coefficient de concentration de contrainte	172
6.5.1.1) Caractérisation de la surface	172
6.5.1.2) Détermination du coefficient de concentration de contrainte	178
6.5.2) Calculs en propagation	182
6.5.2.1) Propagation des fissures courtes	182
6.5.2.2) Modèles développés pour le calcul de propagation des fissures émanant des cavités de décapage	186
6.5.3) Multi fissuration, interactions entre fissures et coalescence de fissure	190
6.5.4) Prise en compte de la présence de la couche d'oxyde	193

6.5.5) Mise en œuvre du modèle	193
6.6) Résultats des simulations	194
6.6.1) Cas de l'alliage 2214 anodisé	194
6.6.2) Cas de l'alliage 7050 décapé et anodisé	194
6.6.2.1) Influence de la multi fissuration	194
6.6.2.2) Influence de régime de propagation des fissures courtes	197
6.7) Conclusions	204
6.8) Références	207
<b><u>Chapitre 7 : Conclusions et Perspectives</u></b>	<b>212</b>

**Annexe :**

Annexe 1 : Moyens d'observations de la microstructure et de la composition chimique des alliages et moyens de fabrication

Annexe 2 : Mise en œuvre informatique du modèle de propagation





## Liste des Tableaux et Figures

### Introduction

Figure 1 : Utilisations des alliages d'aluminium dans la construction d'un avion 6

### Chapitre 1

Tableau 1. 1 : Classification des alliages d'aluminium selon les principaux éléments d'alliage 39

Tableau 1. 2 : Composition chimique de l'alliage 2214-T6 40

Tableau 1. 3 : Composition chimique de l'alliage 7050-T7451 41

Tableau 1. 4 : Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 2214-T6 41

Tableau 1. 5 : Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 7050-T7451 41

Tableau 1. 6 : Résistance à la traction  $R_m$  et module de Young de la couche anodique formé dans différents bains sur les éprouvettes d'aluminium 50

Tableau 1. 7 : Résistance à la traction ' $R_m$ ' et module de Young de la couche anodique avec différentes épaisseurs formé dans bain d'acide sulfurique 51

Tableau 1. 8 : Limite d'endurance pour les alliages 2214 et 7050 avec anodisé dans différents bains d'acide 55

Figure 1. 1 : Différentes phases de la durée de vie en fatigue et exemple de paramètres associés 11

Figure 1. 2 : Paramètres décrivant un cycle de contrainte 11

Figure 1. 3 : Courbe de fatigue (Wöhler) 12

Figure 1. 4 : Site d'amorçage de fatigue; rupture du  $Al_7Cu_2Fe$  inclusion intermétallique 15

Figure 1. 5 : Images du MEB des inclusions à l'origine de l'amorçage (a) particule  $Al_7Cu_2Fe$  et (b) particule  $Mg_2Si$  16

Figure 1. 6 : Observations au MEB des phases d'incubation, d'amorçage et de propagation de fissure dans une particule de fer 17

Figure 1. 7 : Représentation schématisée des stades I et II de propagation des fissures de fatigue 18

## Liste des Tableaux et Figures

Figure 1. 8 : Représentation schématique de la vitesse de propagation des fissures de fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte	19
Figure 1. 9 : Comportement des fissures courtes pour l'alliage 2014-T3	21
Figure 1. 10 : Différents paramètres utilisés pour décrire la rugosité de surface	23
Figure 1. 11 : Evolution du coefficient de réduction en fatigue selon la résistance de l'acier	24
Figure 1. 12: Résistance à la fatigue pour les éprouvettes de différentes nuances d'acier en fonction de la rugosité pour (a) flexion rotative et (b) traction-compression	25
Figure 1. 13 : Evolution de NR, 50% en fonction des paramètres de la topographie de la surface et Rq/l et p	26
Figure 1. 14 : Courbes pour différentes surfaces usinées pour l'alliage En 19 (les nombres indiqués en parenthèses indiquent $R_{max}$ )	27
Figure 1. 15 : Confrontation des résultats expérimentaux aux prévisions fournies par les modèles basés sur la MLR et l'effet d'entaille	28
Figure 1. 16 : Profils de surfaces usinées et paramètres de rugosité associés	29
Figure 1. 17 : Confrontation des estimations de $K_t$ avec les résultats expérimentaux	30
Figure 1. 18 : Définition de $\sqrt{area}$ selon Murakami	31
Figure 1. 19 : Représentation schématique montrant les effets de la rugosité sur la courbe S-N pour un acier à haute résistance	32
Figure 1. 20 : Comparaison entre la limite d'endurance calculée et les résultats expérimentaux pour l'acier JIS S45C	33
Figure 1. 21 : Géométrie virtuelle utilisée pour déterminer $K_t$	34
Figure 1. 22 : Comparaison entre résultats expérimentaux et modèle pour acier 4340	34
Figure 1. 23 : Modèle élément fini construit du profil 2D filtré	35
Figure 1. 24 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et le modèle pour l'alliage 7010	35
Figure 1. 25 : Comparaison des courbes de fatigue obtenue par le modèle de Monte-Carlo aux résultats expérimentaux pour l'alliage 7050-T7451	43

## Liste des Tableaux et Figures

Figure 1. 26 : Comparaison entre les distributions de durée vie en fatigue expérimentale et prévue pour l'alliage d'aluminium 7050-T7451 pour une contrainte maximale de 350 MPa ( $R = 0,1$ )	43
Figure 1. 27 : Représentation schématique du processus d'anodisation	44
Figure 1. 28 : Couche poreuse non colmatée	46
Figure 1. 29: Images MEB de la surface de l'alliage 7075 préparée par polissage électrolytique, décapage dans une solution de dichromate sodium (b), et par décapage alcali (c)	47
Figure 1. 30 : Micrographies MEB de la couche anodique pour les alliages 7050 (a) et 2214 (b, c) anodisés en milieu acide sulfurique	48
Figure 1. 31 : Micrographes MEB de la couche anodique pour les alliages 7050 (a) et 2214 (b) anodisés puis colmatés	48
Figure 1. 32 : Micrographies MEB de la couche anodique pour l'alliage 7050-T7451 (a) vue générale (b) porosités aux joint des sous-grains (c) petite cavité dans la couche (d) large cavité à l'interface	49
Figure 1. 33 : Observation de la couche anodique colmatée dans différents bains, eau bouillante (a), bain fluoridrique de nickel (b) et bain de bichromate de potassium (c)	50
Figure 1. 34 : Faciès de rupture d'une éprouvette en alliage 7075-T6 anodisée (a) observation du site de nucléation en mode BSE, (b) vue à $30^\circ$ de zone de amorçage montrant la couche anodique	52
Figure 1. 35 : Limite d'endurance en fonction de l'épaisseur de la couche anodique pour les alliages 2024(a) et 7075 (b) anodisé dans un bain d'acide chromique et sulfurique	52
Figure 1. 36 : Courbes de fatigue en traction ondulée (a) et en flexion rotative (b) pour l'alliage 2014-T6 – Influence de l'anodisation	53
Figure 1. 37 : Courbes de fatigue pour l'OAC et l'OSP pour l'alliage d'aluminium 7075-T6 ( $R = 0.1$ et $K_t = 1.06$ )	54
Figure 1. 38 : Résultats d'essais de fatigue pour les états usiné (MU), anodisé (AU) et anodisé puis corrodé (AE) pour l'alliage 7010	54
Figure 1. 39 : Courbe de fatigue pour l'alliage 2014 sans traitement, traité T6, traité T6 puis anodisé dur	56

## Liste des Tableaux et Figures

- Figure 1. 40 : Images MEB des faciès de rupture pour deux éprouvettes en alliage 2014-T6 anodisé dur; (a) amorçage dans la couche pour les forts niveaux de contraintes (b) amorçage à l'interface couche-substrat 56
- Figure 1. 41 : Résultats des essais de fatigue en traction cyclique ( $R = 0.1$ ) pour l'alliage d'aluminium AA 6061-T651 dans les états non-anodisé et anodisé dur. (o) non-anodisé; (□) épaisseur de couche 3 $\mu\text{m}$ ; (▼) épaisseur de couche 5 $\mu\text{m}$  57
- Figure 1. 42 : Résultats des essais de fatigue en flexion rotative ( $R = -1$ ) pour les états non-anodisé et anodisé dur. (o) non-anodisé; (□) HC5; (▼) HC3 58
- Figure 1. 43 : Courbes de fatigue en flexion rotative pour l'alliage 7075-T651 - influence de l'épaisseur de la couche d'oxydes 59
- Figure 1. 44 : Micrographies MEB de la couche anodique pour l'alliage 7075-T6 épaisseur de la couche d'oxyde (a) 12 $\mu\text{m}$  (b) 23 $\mu\text{m}$  59
- Figure 1. 45 : Résultats des essais de fatigue pour l'alliage 7075-T6 après anodisation dure et assistée par plasma pour deux épaisseurs de couche (a) 32-35  $\mu\text{m}$  et (b) 60-65 $\mu\text{m}$  60
- Figure 1. 46 : Courbes de fatigue de l'alliage 7050-T651 pour trois types d'anodisation 61
- Figure 1. 47 : Contraintes résiduelles mesurées par diffraction des rayons X pour l'état usiné et les trois types d'anodisation pour l'alliage 7050-T651 61
- Figure 1. 48 : Caractérisation de la vitesse de propagation des fissures pour l'alliage 2014 pour les états non-anodisé et anodisé 63
- Figure 1. 49 : Graphes pour montrer relation de Paris-Erdogan pour des éprouvettes non-anodisés et anodisés 64
- Figure 1. 50 : Abattement de la tenue en fatigue en fonction du temps de décapage 65
- Figure 1. 51 : Quatre exemples de défauts créés par le décapage de l'alliage 7050 (éprouvette testée à 450 MPa) 66
- Figure 1. 52 : Effet du décapage et de l'anodisation sur la tenue en fatigue de l'alliage 7075 (a) OAC et (b) OAS 67
- Figure 1. 53 : Piqûres en surface pour différents prétraitements d'anodisation (a) 30 g/L NaOH solution à 71°C pour 120 sec (b) après (a)  $\text{HNO}_3 + \text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$  à température ambiante 68
- Figure 1. 54 : Résultats d'essais de fatigue pour l'alliage 7010-T7451 usiné et décapé 69

## **Chapitre 2**

Tableau 2. 1 : Composition chimique de l'alliage 2214-T6	74
Tableau 2. 2 : Fractions surfaciques des différentes phases de l'alliage 2214	75
Tableau 2. 3 : Propriétés mécaniques de l'alliage 2214-T6	78
Tableau 2. 4 : Composition chimique de l'alliage 7050	82
Tableau 2. 5 : Fractions surfaciques des phases présentes dans l'alliage 7050	83
Tableau 2. 6 : Caractéristiques mécaniques de l'alliage 7050	85
Tableau 2. 7 : Conditions de coupe utilisées pour la réalisation des surfaces plane à l'état-limeur	92
Tableau 2. 8 : Conditions de coupe utilisée en tournage	92
Figure 2. 1 : Résultats de l'analyse au spectromètre de l'alliage 2214	74
Figure 2. 2 : Images en microscopie optique de la microstructure du 2214-T6	75
Figure 2. 3 : Photographies MEB (a) de la surface de l'alliage 2214, (b) des particules riche en Si, (c) des particules Al <sub>2</sub> Cu and (d) des particules Al-Fe-Si-Mn-Cu. Analyses EDS des phases	76
Figure 2. 4 : Fissuration d'inclusion type Al-Si-Mn-Fe-Cu	77
Figure 2. 5 : Géométrie des éprouvettes de traction	77
Figure 2. 6: Images MEB de la surface de l'alliage 2214 (a) à l'état usiné et (b) après décapage	79
Figure 2. 7: Micrographes MEB à la surface d'une éprouvette anodisée puis colmatée, (a) présence de fissures dans la couche, (b) cavité crée par la dissolution des particules Al <sub>2</sub> Cu (c) fissure et particule dans la couche colmatée	80
Figure 2. 8 : Micrographes MEB de la section d'une éprouvette anodisée puis colmatée, (a) présence de particules Al <sub>2</sub> Cu et poreuse couche, (b) cavité crée par la dissolution d'une particule Al <sub>2</sub> Cu (c) fissure traversant de la couche colmatée	81
Figure 2. 9 : Analyse par spectrométrie de l'alliage 7050	82
Figure 2. 10 : Images en microscopie optique de la microstructure de l'alliage 7050	83

## Liste des Tableaux et Figures

Figure 2. 11 : Photographies MEB (a) de la surface de l'alliage 7050, (b) $Mg_2Si$ , (c) $Al_2CuMg$ et (d) $Al_7Cu_2Fe$ . Analyses EDS des phases intermétalliques (% massique)	84
Figure 2. 12 : Images MEB de la surface de l'alliage 7050 après décapage ; (a) formations des cavités, (b) particules attaquées sur leur périphérie, (c) particules complètement dissoutes et (d) particules partiellement dissoutes	86
Figure 2. 13 : Images MEB de la surface de l'alliage 7050 après anodisation	87
Figure 2. 14 : Géométrie d'éprouvette cylindrique	88
Figure 2. 15 : Géométrie des éprouvettes prismatiques de flexion 4 points	88
Figure 2. 16 : Définition des directions principales de la plaque de 7050	89
Figure 2. 17 : Evolution de la dureté le long de l'épaisseur de la plaque de 7050	90
Figure 2. 18 : Plan de prélèvement des éprouvettes prismatiques – Positions des surfaces utiles	91
Figure 2. 19 : (a) Géométrie de plaquettes et (b) Domaine d'utilisation de la plaquette	91
Figure 2. 20 : Mesure de la rugosité sur une éprouvette prismatique avec rugosimètre	93
Figure 2. 21 : Caractéristiques du montage utilisé pour l'essai en flexion à 4 points	94
Figure 2. 22 : Différents modes de désalignement ; (a) angulaire, (b) transverse, (c) combinaison angulaire et transverse	95

### **Chapitre 3**

Figure 3. 1 : Résultats de fatigue des éprouvettes cylindriques usinées 2214 ( $R_\sigma = 0,1$ )	100
Figure 3. 2 : Résultats de fatigue des éprouvettes usinées puis décapées 2214 ( $R_\sigma = 0,1$ )	101
Figure 3. 3 : Résultats de fatigue des éprouvettes de faible rugosité anodisées 2214 ( $R_\sigma = 0,1$ )	102
Figure 3. 4 : Résultats de fatigue des éprouvettes de forte rugosité anodisées ( $R_\sigma = 0,1$ )	103
Figure 3. 5 : Résultats de fatigue pour éprouvettes anodisées et les deux niveaux de rugosité ( $R_\sigma = 0,1$ )	104
Figure 3. 6 : Résultats de fatigue des éprouvettes anodisées de faible rugosité 2214 ( $R_\sigma = -1$ )	105

## Liste des Tableaux et Figures

- Figure 3. 7 : Diagrammes de Haig pour l'alliage 2214-T6, Ra=0,8 pour  $10^6$  cycles pour les états usiné et anodisé 105
- Figure 3. 8 : Images MEB de l'éprouvette MC127 (Ra=0,8 $\mu$ m);  $\sigma_{\max}$ =250MPa,  $N_f$ =564325 cycles à grossissement bas et haut 106
- Figure 3. 9 : Images MEB de l'éprouvette MC33 (Ra=3,2 $\mu$ m);  $\sigma_{\max}$ =220MPa,  $N_f$ =237694 cycles à grossissement bas et haut montrent site d'amorçage de fissure 107
- Figure 3. 10 : (a) Epreuve MC 34 particule près de surface et (b) fissures secondaires propagées perpendiculairement à la fissure principale 107
- Figure 3. 11 : Comparaison de durée de vie en fatigue et taille des particules : résultats pour sites d'amorçage associée à particules pour des éprouvettes usinées 108
- Figure 3. 12 : Observation fractographique de l'éprouvette MC78 (Ra=0,8 $\mu$ m décapé);  $\sigma_{\max}$ =280MPa,  $N_f$ =219436 cycles 109
- Figure 3. 13 : Images MEB de l'éprouvette MC112 (Ra=0,8 anodisée) ;  $\sigma_{\max}$ =180MPa,  $N_f$ = 434094 cycles montrent la fissuration de la couche et la propagation dans le substrat 110
- Figure 3. 14 : Images MEB de l'éprouvette MC96 (Ra=0,8 anodisée) ;  $\sigma_{\max}$ =130MPa,  $N_f$ = 141328 cycles montrent la fissuration de la couche et la propagation dans le substrat 110
- Figure 3. 15 : Epreuve MC 16 (Ra=3,2 $\mu$ m);  $\sigma_{\max}$ =200MPa,  $N_f$ = 95876 cycles à faible et fort grossissement montrent les sites d'amorçage liés à aux défauts dans la couche (flèches blanches) 111
- Figure 3. 16 : (a) Epreuve usiné,  $\sigma_{\max}$ =260MPa,  $N_f$ =219640 cycles (b) Epreuve anodisé,  $\sigma_{\max}$ =260MPa,  $N_f$ = 61548 cycles 111
- Figure 3. 17 : Nombre des sites d'amorçage en fonction de la contrainte appliquée 2214 ( $R_\sigma = 0,1$ ) 112
- Figure 3. 18 : Amorçage et propagation de fissures en fond de strie d'usinage dans le cas d'une éprouvette anodisée de forte rugosité (a) et (b) vue de la surface et (c) coupe longitudinale ( $\sigma_{\max}$ =220MPa,  $N_f$ =68908) 113
- Figure 3. 19 : Résultats de fatigue des éprouvettes cylindriques usinées 7050 ( $R_\sigma = 0,1$ ) 114
- Figure 3. 20 : Résultats de fatigue obtenus sur éprouvettes cylindriques décapées et anodisées de faible rugosité 7050 ( $R_\sigma = 0,1$ ) 115



## Liste des Tableaux et Figures

Figure 3. 21 : Résultats de fatigue obtenus sur éprouvettes cylindriques décapées et anodisées de forte rugosité 7050 ( $R_\sigma = 0,1$ )	116
Figure 3. 22 : Résultats de fatigue des éprouvettes prismatiques décapées et anodisées de faible rugosité ( $R_\sigma = 0,1$ )	116
Figure 3. 23 : Epreuve 38 prismatique ( $R_a = 0,8\mu\text{m}$ ); $\sigma_{\text{max}} = 280\text{MPa}$ , $N_f = 153165$ cycles montre fissuration de particule $\text{Mg}_2\text{Si}$	118
Figure 3. 24 : Images MEB de l'éprouvette cylindrique ( $R_a = 0,8\mu\text{m}$ ); $\sigma_{\text{max}} = 225\text{MPa}$ , $N_f = 945194$ cycles à grossissement bas et haut	118
Figure 3. 25 : Epreuve 72 cylindrique ( $R_a = 3,2\mu\text{m}$ ); $\sigma_{\text{max}} = 220\text{MPa}$ , $N_f = 117154$ cycles montrant un site d'amorçage $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$	119
Figure 3. 26 : Site d'amorçage $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ Epreuve 242 cylindrique ( $R_a = 3,2\mu\text{m}$ $\sigma_{\text{max}} = 300\text{MPa}$ , $N_f = 42040$ cycles)	119
Figure 3. 27 : Fissure amorcée à partir d'une cavité de décapage éprouvette prismatique ( $R_a = 0,8\mu\text{m}$ ) décapée	120
Figure 3. 28 : Fissure amorcée à partir d'une cavité de décapage éprouvette cylindrique ( $R_a = 0,8\mu\text{m}$ décapé)	120
Figure 3. 29 : (a) Multi fissuration et coalescence des fissures voisines (b) Multi-site amorçage pour l'éprouvette décapée (c) amorçage à partir d'une cavité dans le cas d'une éprouvette décapée	121
Figure 3. 30 : (a) Amorçages multiples (b) fissure amorcée à partir d'une cavité de décapage (c) Fissuration à partir de la couche anodique dans le cas d'une éprouvette anodisé	122
Figure 3. 31 : Nombre des sites d'amorçage en fonction de la contrainte appliquée pour $R_a = 0,8\mu\text{m}$ ( $R = 0,1$ )	123
Figure 3. 32 : Nombre des sites d'amorçage en fonction de la contrainte appliquée pour $R_a = 3,2\mu\text{m}$ ( $R = 0,1$ )	124

**Chapitre 6 :**

Figure 6. 1 : Détail de la modélisation par la méthode des éléments finis proposée par As [6]	146
Figure 6. 2 : Echantillonnage des données filtrées dans le modèle de Suraratchai	147
Figure 6. 3 : Carte de répartition des contraintes fournie par le modèle EF de Suraratchai	147
Figure 6. 4 : Diagramme de Kitagawa	148
Figure 6. 5 : Traitement d'un profil de rugosité selon Limido [4] a) profil brut – b) profil filtré – c) informations éliminées	149
Figure 6. 6 : Détail du maillage obtenu à partir du profil filtré selon Limido [4]	149
Figure 6. 7 : Prévisions fournies par le modèle de Suraratchai dans le cas de l'alliage Al 7010	152
Figure 6. 8 : Résultats des essais de fatigue avant et après traitement des profils de rugosité pour l'alliage 2214 (avec $a_0 = 110\mu\text{m}$ )	154
Figure 6. 9 : Nombre de cycles en propagation calculés à l'aide du modèle de Suraratchai pour l'alliage 2214-T6 pour la rugosité Ra0,8 - $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$ - $a_0 = 25\mu\text{m}$	155
Figure 6. 10 : Définition de la courbe d'amorçage par le modèle de Suraratchai pour l'alliage 2214-T6 – Ra=0,8 avec $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$ et $a_0 = 25\mu\text{m}$	156
Figure 6. 11 : Prévisions fournies par le modèle de Suraratchai pour l'alliage 2214-T6 Ra=3,2 avec $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$ et $a_0 = 25\mu\text{m}$	157
Figure 6. 12 : Modélisation par tronçons de la courbe de propagation des fissures longues pour l'alliage 2214-T6	157
Figure 6. 13 : Définition de la courbe d'amorçage par le modèle de Suraratchai avec modélisation par tronçons de la courbe de propagation, pour l'alliage 2214 Ra=0,8 $\mu\text{m}$ (avec $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$ et $a_0 = 25\mu\text{m}$ )	158
Figure 6. 14 : Prévisions fournies par le modèle de Suraratchai, avec modélisation par tronçons de la courbe de propagation des fissures longues, pour l'alliage 2214 – Ra=3,2 $\mu\text{m}$ ( avec $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$ et $a_0 = 25\mu\text{m}$ )	159

## Liste des Tableaux et Figures

- Figure 6. 15 : Résultats des essais de fatigue en flexion 4 points ( $R=0,1$ ) avant et après traitement des profils de rugosité  
pour l'alliage 7050-T7451 (avec  $a_{0,th}=110\mu\text{m}$  et  $a_0=25\mu\text{m}$ ) 160
- Figure 6. 16 : Nombre de cycles en propagation calculés à l'aide du modèle de Suraratchai pour l'alliage 7050 usiné avec  $Ra=0,8\mu\text{m}$  avec  $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$  et  $a_0 = 25\mu\text{m}$  161
- Figure 6. 17 : Prévision fournie par le modèle de Suraratchai pour l'alliage 7050 avec  $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$  et  $a_0 = 25\mu\text{m}$  162
- Figure 6. 18 : Prévision fournie par le modèle de Suraratchai pour l'alliage 7050 avec  $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$  et  $a_0 = 110\mu\text{m}$  163
- Figure 6. 19 : Comparaison entre les résultats des essais traités par la méthode du Kt (avec  $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$  et  $a_0 = 25\mu\text{m}$ ) pour les états usiné et décapé pour l'alliage 2214 164
- Figure 6. 20 : Comparaison entre les prévisions du nombre de cycles à rupture et les résultats expérimentaux pour l'alliage 2214-T6 décapé pour deux rugosité 165
- Figure 6. 21 : Prévisions des durée de vie pour l'alliage 7050 à l'état décapé (avec  $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$  et  $a_0 = 25\mu\text{m}$ ) – comparaison avec les résultats expérimentaux 166
- Figure 6. 22 : Comparaison entre les prévisions du nombre de cycles à rupture et les résultats expérimentaux pour l'alliage 2214 anodisé 168
- Figure 6. 23 : Comparaison entre les prévisions du nombre de cycles à rupture et les résultats expérimentaux pour l'alliage 7050 anodisé (avec  $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$  et  $a_0 = 25\mu\text{m}$ ) 168
- Figure 6. 24 : Comparaison entre les prévisions du nombre de cycles à rupture pour l'alliage 7050 dans les états usiné, décapé et anodisé (avec  $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$  et  $a_0 = 25\mu\text{m}$ ) 169
- Figure 6. 25 : Echantillon de surface topographiée - alliage 7050-T7451 173
- Figure 6. 26 : Exemple de cartographie réalisée à partir du relevé topographique – cas de l'alliage 7050, usiné avec une rugosité initiale  $Ra=0,8\mu\text{m}$ , décapé suivant le procédé AIRBUS. 174

## Liste des Tableaux et Figures

Figure 6. 27 : Graphes de répartition des profondeurs des cavités de décapage pour l'alliage 7050-T7451, éprouvette usinée avec une rugosité initiale $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapée suivant le procédé AIRBUS	174
Figure 6. 28 : Graphes de répartition des longueurs (2c) et des largeurs (2b) des cavités de décapage pour l'alliage 7050, éprouvette usinée avec une rugosité initiale $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapée suivant le procédé AIRBUS	175
Figure 6. 29 : Graphe de relation longueurs (2c) - profondeurs (a) des cavités de décapage pour l'alliage 7050-T7451, éprouvette usinée avec une rugosité initiale $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapée suivant le procédé AIRBUS.	176
Figure 6. 30 : Graphe de répartition du ratio a/c des cavités de décapage pour l'alliage 7050, éprouvette usinée avec une rugosité initiale $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapée suivant le procédé AIRBUS	177
Figure 6. 31 : Graphe de relation entre le ratio a/c et la profondeur (a) des cavités de décapage pour l'alliage 7050, éprouvette usinée avec une rugosité initiale $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapée suivant le procédé AIRBUS	177
Figure 6. 32 : Modèle éléments-finis d'un volume élémentaire à partir de la topographie d'une surface décapée – cas de l'alliage 7050, rugosité initiale $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapé suivant le procédé AIRBUS	179
Figure 6. 33 : Détail du modèle éléments finis d'un volume élémentaire à partir de la topographie d'une surface décapée – cas de l'alliage 7050, rugosité initiale $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapé suivant le procédé AIRBUS	179
Figure 6. 34: Résultats d'une simulation – cas de l'alliage 7050, rugosité initiale $R_a= 0,8\mu\text{m}$ , décapé suivant le procédé AIRBUS	180
Figure 6. 35: Résultats d'une simulation –détail – cas de l'alliage 7050, rugosité initiale $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapé suivant le procédé AIRBUS	181
Figure 6. 36 : Résultats d'une simulation - détail d'une cavité – plan xz – cas de l'alliage 7050 rugosité initiale $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapé suivant le procédé AIRBUS	181
Figure 6. 37 : Courbes de propagation obtenues par Lankford pour l'alliage 7075-T651	184
Figure 6. 38 : Rôle de barrière à la propagation des joints de grains dans le cas de l'alliage 7075-T651	184
Figure 6. 39 : Schéma d'une cavité semi-ellipsoïdale–points et dimensions caractéristique	187
Figure 6. 40 : Modèle de propagation des fissures courtes – application au cas de l'alliage 7050	189

## Liste des Tableaux et Figures

Figure 6. 41 : Schéma de positionnement des fissures pour la condition de coalescence	192
Figure 6. 42 : Schéma d'une fissure coalescée (vue de dessus)	192
Figure 6. 43 : Schéma d'une fissure coalescée (vue en coupe suivant la brisure)	192
Figure 6. 44 : Prévisions du nombre de cycles en propagation pour l'état décapé obtenues avec le modèle de Suraratchai en mode mono fissuration et multi fissuration ( $a_0=50\mu\text{m}$ )	195
Figure 6. 45 : Evolution du nombre de fissures critiques pour l'alliage 7050 décapé, pour une marge de 10% sur la durée de vie totale	196
Figure 6. 46 : Prévisions du nombre de cycles à rupture pour l'état décapé obtenues avec le modèle de Suraratchai en mode multi fissuration ( $a_0=50\mu\text{m}$ )	197
Figure 6. 47 : Prévisions du nombre de cycles à rupture fournies par le modèle pour l'alliage 7050 décapé	198
Figure 6. 48 : Prévisions fournies pour les états décapé et anodisé	198
Figure 6. 49 : Courbes de fatigue pour l'alliage 7050-T7451 pour les états décapé et anodisé	199
Figure 6. 50 : Evolution du facteur géométrique de Newman-Raju en fonction du rapport de forme $\frac{a}{c}$	200
Figure 6. 51 : Prévisions fournies par le modèle pour les états décapés et anodisés avec $\left(\frac{a_{0,i}}{c_{0,i}}\right)_{\text{anodisé}} = \left(\frac{a_{0,i}}{c_{0,i}}\right)_{\text{décapé}}$	201
Figure 6. 52 : Comparaisons entre les prévisions fournies par le modèle pour l'état anodisé avec $\left(\frac{a_{0,i}}{c_{0,i}}\right)_{\text{anodisé}} = \left(\frac{a_{0,i}}{c_{0,i}}\right)_{\text{décapé}}$ et les résultats expérimentaux	201
Figure 6. 53 : Prévisions fournies par le modèle pour l'état usiné à partir de la topographie des éprouvettes décapées et $Kt_{A,i} = 1$ et $Kt_{C,i} = 1,078$	203
Figure 6. 54 : Alliage 7050 - Prévisions fournies par le modèle pour les trois états : usiné, décapé et anodisé	203

# INTRODUCTION



## INTRODUCTION

Les pièces mécaniques et les éléments de structure soumis à des charges cycliques peuvent rompre prématurément malgré que les niveaux de contrainte maximale ne dépassent pas la limite d'élasticité : ils rompent par fatigue. Ce phénomène, mis en évidence avec l'avènement du chemin de fer au milieu du XIX<sup>ème</sup> siècle, est à présent bien connu même s'il existe encore beaucoup d'interrogations. Les structures aéronautiques n'échappent pas à ce phénomène. Les mécanismes de fissuration par fatigue sont pour la plupart bien identifiés et il est possible d'affirmer que la surface des pièces joue un rôle prépondérant sur ces derniers. Presque dans tout les cas, l'amorçage des fissures, qui, en se propageant, entraînent la rupture, se produit en surface ou en sous-surface mais à des profondeurs très faibles, quelques dixièmes de millimètres, par exemple dans les contacts entre des corps en mouvement relatif. Pour quelles raisons la surface joue-t'elle un rôle si important ? Outre la microstructure du matériau qui en surface peut être notablement modifiée du fait du mode d'obtention de la pièce brute (moulage, forgeage, laminage, ...) avec en particulier la taille et la morphologie des grains, la présence de particules de phases durcissantes, la présence d'inclusions, il ne faut pas oublier que ces surfaces sont, pour la plupart, ré-usinées. Ces opérations, suivant des modes opératoires complexes, introduisent de nouveaux défauts : nous pensons bien sûr à l'état de surface obtenu, traditionnellement caractérisé par la rugosité. Par ailleurs, que ce soit du fait du chargement, qui très souvent n'est pas réduit à une simple sollicitation de traction, ou de par la géométrie de la pièce qui présente localement des variations de section plus ou moins importantes, la surface est le lieu de chargement maximal. La surface est aussi l'interface entre le volume de matériau constituant la pièce mécanique et l'environnement, le plus souvent agressif pour la surface. En modifiant la nature physico-chimique et cristallographique de la surface, les conditions d'amorçage des fissures en fatigue peuvent être modifiées. Trois bonnes raisons donc de s'intéresser à la surface. C'est l'un des objectifs que s'est fixé l'axe FaMEU (Fatigue – Matériau – Endommagement – Usinage). En particulier, il s'est orienté sur l'analyse de la rugosité d'usinage comme facteur d'endommagement au travers de la concentration de contrainte qu'elle pouvait générer. Cette approche a été développée et appliquée avec succès sur l'alliage d'aluminium 7010. Nous l'avons également utilisée pour les alliages 2214 et 7050.



Les alliages d'aluminium des séries 2000 et 7000 auxquelles appartiennent les deux alliages étudiés, sont très largement utilisés dans la construction aéronautique en raison de leurs hautes caractéristiques mécaniques et leur faible densité. Ils sont utilisés aussi bien pour les éléments de structures tels que le fuselage, les voilures et la peau de fuselage que pour des pièces mécaniques vitales comme les jantes des roues. Les concepteurs des avions modernes attendent de ces alliages des performances accrues, notamment en fatigue mais aussi vis-à-vis de la tenue à la corrosion. En effet, la plupart de ces éléments de structure doivent évidemment supporter des charges variables et ceci dans des environnements agressifs. Inversement, les variations de l'environnement ne doivent pas altérer les performances en fatigue. Pour assurer la tenue à la corrosion, il n'est d'autre moyen pour protéger ces éléments ou ces pièces que de les revêtir d'une couche protectrice : c'est en particulier le rôle de l'anodisation qui permet de développer des couches d'oxyde d'épaisseur bien plus importante que celle de la couche d'alumine qui se forme naturellement à la surface de ces alliages. Malheureusement, si la tenue à la corrosion augmente significativement, c'est au détriment de la tenue en fatigue. Les concepteurs doivent donc faire un compromis, comme bien souvent.

Quelles sont les causes de cet abattement ? Les mécanismes de fissuration sont-ils les mêmes entre les états « usiné » et « anodisé » ? Quelle est la part de chacune des étapes de traitement dans l'abattement de la durée de vie en fatigue observé après anodisation ? La qualité de la surface avant traitement influence-t-elle le niveau d'abattement ? Beaucoup de questions auxquelles nous avons tenté de répondre.

Peut-on prévoir la durée de vie des pièces anodisées ? Les méthodes de calcul en fatigue utilisées dans les bureaux d'études aéronautiques nécessitent la connaissance des limites de fatigue des matériaux utilisés pour différents états métallurgiques, pour différentes géométries et différents états de surface usinées et différents traitements de surface. Chez AIRBUS, la méthode utilisée est la méthode dite de l'Indice de Qualité en Fatigue (IQF). A la base de cette méthode, des courbes de fatigue des matériaux de base sont utilisées, auxquelles sont associés toute une série de facteurs de correction qui dépendent de la géométrie du détail de structure étudié, de l'état de surface, du type de traitement de surface, ... . C'est une méthode empirique qui donne de bons résultats grâce à l'expérience accumulée dans ce domaine, et qui permet aux ingénieurs de calcul de faire face à toutes les situations. Cependant, cette méthode de calcul fige quelque peu les gammes d'usinage et de traitement de surface car la certification d'une méthode prend beaucoup de temps, et est, nous nous en doutons, très coûteuse. Une fois que les paramètres de gamme permettant d'assurer la

fiabilité de la pièce sont trouvés, ils sont « presque gravés dans le marbre ». La moindre modification d'un paramètre ou d'un autre, par exemple le type de plaquette d'usinage, ou les conditions de coupe, ou la nature du bain d'anodisation, pour ne parler que de ce qui nous intéresse directement, pose beaucoup de problèmes. C'est la situation qui se présente actuellement pour les industriels des traitements de surface qui doivent réfléchir au remplacement du procédé d'anodisation le plus couramment utilisé : l'anodisation chromique qui, de par ses performances vis-à-vis de la tenue en fatigue et la tenue à la corrosion, supplantait jusqu'à récemment les autres types d'anodisation. Malheureusement, les études de toxicologie ont mis en évidence la très forte toxicité, autant du point de vue de la santé des opérateurs (risques de cancers) que du point de vue de l'impact environnemental, de l'élément de base de ce type de procédé : le chrome hexavalent plus connu sous le nom de chrome VI. La législation a naturellement évolué et a interdit l'utilisation du chrome VI. Dans les faits, la disparition de cet élément des gammes de traitement de surface dans le domaine aéronautique n'est pas toujours effective pour les raisons que nous venons d'exposer. Bien sûr, les industriels n'ont pas attendu la promulgation de cette directive pour agir et étudier les possibilités de remplacement de ce procédé. Cependant cette démarche est longue. Aussi peut-il s'avérer intéressant de cerner les causes de l'abatement en fatigue qui peut être observé pour ces alliages anodisés afin de développer une méthode de calcul de durée de vie qui permette de traiter les évolutions du procédé.

C'est ce à quoi nous nous sommes attachés en suivant le fil rouge de la rugosité de surface générateur de concentrations de contrainte. En effet, l'une des causes avancées pour expliquer l'abatement de la tenue en fatigue des alliages d'aluminium anodisés est la dégradation de l'interface substrat-couche avec notamment la présence d'une multitude de cavités, certes de faible profondeur, mais influentes. L'idée de base de ce travail a donc été, comme cela avait été précédemment fait pour l'alliage 7010, de développer un modèle qui permettrait de déduire la durée de vie des pièces à partir de la mesure de la rugosité de surface et naturellement de données en fatigue pour le métal de base et par l'évaluation d'un coefficient de concentration de contrainte par la méthode éléments finis. Il va de soi que la mesure de la surface doit être capable de révéler ces cavités dans la mesure où elles sont considérées comme des défauts initiaux à partir desquels des fissures vont s'amorcer puis se propager, tant en surface qu'en profondeur et conduire à une rupture précoce. Une autre cause de l'abatement de la tenue en fatigue est attribuée à la grande fragilité de la couche d'oxyde qui a tendance à se craqueler, se faïencer, très rapidement sous l'application des charges. Ce réseau de fissures va ensuite engendrer des fissures dans le substrat.

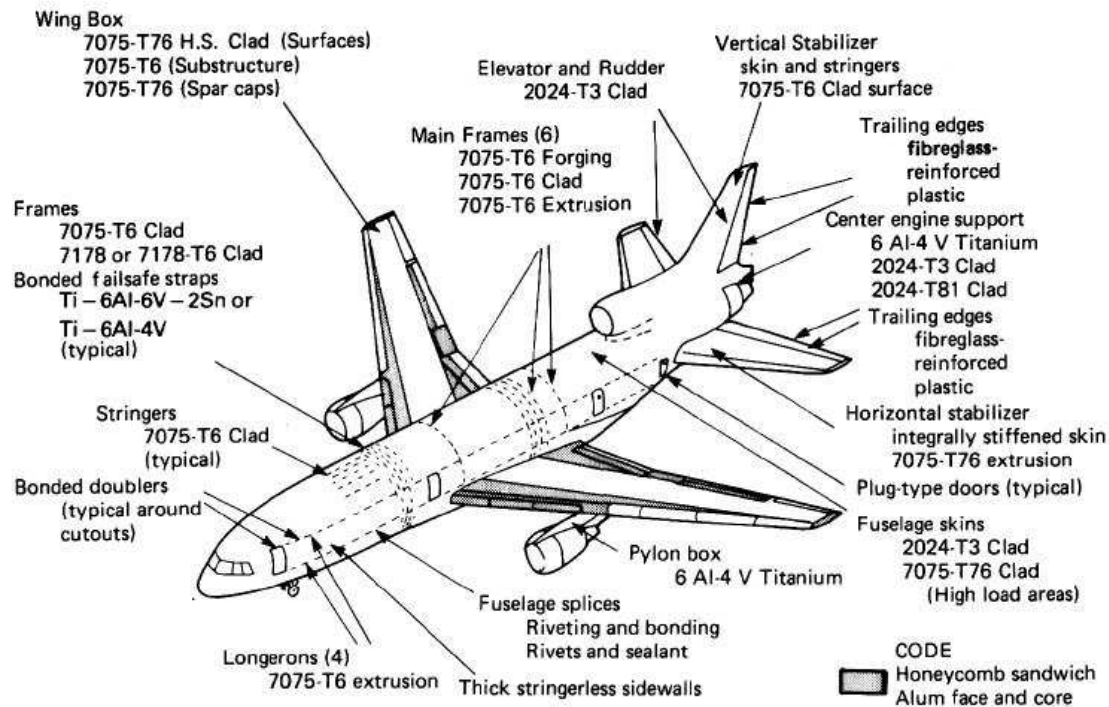


Figure 1: Utilisations des alliages d'aluminium dans la construction d'un avion

Analyse des effets de l'anodisation sur la tenue en fatigue et modélisation sont les deux points que nous allons présenter dans ce mémoire. Il est donc construit en deux parties: la première est relative à la compréhension des mécanismes d'endommagement par fatigue des alliages d'aluminium 2214 et 7050 anodisés, la seconde est consacrée à la modélisation en vue de la prévision de la durée de vie des pièces en alliages d'aluminium 2214 et 7050 anodisés.

Dans la première partie, le premier chapitre est consacré à une étude bibliographique sur le sujet traité. Outre des généralités sur la fatigue des alliages métalliques et sur les alliages d'aluminium, le lecteur y trouvera l'état de l'art sur les méthodes qui permettent de traiter de l'influence de l'état de surface, thème autour duquel est axé notre travail. Nous y traitons également de l'anodisation et le lecteur trouvera un certain nombre de résultats de recherche sur l'influence de ce procédé sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium. Le second chapitre est consacré à la description plus détaillée des deux alliages d'aluminium étudiés dans le cadre de cette thèse : l'alliage 2214 qui nous a été fourni par notre premier partenaire industriel MESSIER-BUGATTI, et l'alliage 7050, qui nous a été fourni par notre second partenaire industriel AIRBUS. Etant donné que c'est la surface, source des problèmes de tenue en fatigue, qui nous intéresse, une large place est faite dans ce chapitre aux observations de ces surfaces : ces dernières ont été observées et analysées chimiquement après chacune des étapes de traitement afin de rassembler le maximum d'informations qui

permettaient de corréler les résultats des essais de fatigue. Dans ce même chapitre, nous consacrons un paragraphe à la description de la phase de préparation des éprouvettes de fatigue et plus précisément les conditions d'usinage qui vont conditionner les états de surface, et un autre aux essais de fatigue réalisés. Le troisième chapitre est consacré aux résultats de ces essais de fatigue. Nous y analysons les résultats bruts, sans aucun traitement. Le lecteur y trouvera bien sûr les courbes de fatigue obtenues mais surtout un grand nombre d'images de fractographie. Elles ont été réalisées afin de pouvoir analyser les causes des amorçages et pour corréler les résultats des essais et de mieux comprendre les origines de l'abatement de la tenue en fatigue. Le quatrième chapitre est une conclusion à cette première partie de l'étude et il est suivi de la liste des références bibliographiques.

Dans la seconde partie, intitulée « Modélisation », les résultats des essais de fatigue ont été confrontés aux prévisions fournies par le modèle développé au sein de l'axe FaMEU, basé sur la méthode du facteur de concentration de contrainte local. Cette partie du mémoire ne contient qu'un seul chapitre dans le quel le lecteur trouvera un rappel détaillé sur la méthode employée et les résultats de la confrontation de nos résultats à ce modèle. Suite aux constats que nous avons pu faire, nous avons adapté ce modèle en le généralisant à la surface et en y introduisant notamment une loi de propagation des fissures courtes.

Ce mémoire se termine par une conclusion générale ainsi que par les perspectives que nous pouvons donner à ce travail.



Chapitre 1  
ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE



## **Chapitre 1: Etude Bibliographique**

### **1.1) Généralités sur la fatigue**

#### **1.1.1) Introduction à la fatigue**

La rupture brutale de composants structuraux peut arriver en service, ce qui peut entraîner au mieux des arrêts d'exploitation, au pire la destruction de la structure complète avec les conséquences que l'on peut imaginer sur les vies humaines. L'expérience industrielle a montré que plus de 80% de ces ruptures ont pour origine la fatigue. La fatigue est un processus d'endommagement progressif, souvent localisé, et irréversible qui se développe dans un matériau soumis à un chargement cyclique ou répété de niveau pouvant être inférieur au seuil de plasticité macroscopique de ce matériau. Cet endommagement se déroule en trois phases ou stades : l'amorçage d'une fissure, la propagation de cette fissure et enfin la rupture finale du composant [1]. Les mécanismes qui pilotent ces stades du processus de rupture en fatigue sont complexes comme le laisse imaginer la [figure 1. 1 \[1\]](#) ; ils sont influencés par un grand nombre de facteurs.

Les éléments structuraux d'un avion sont dimensionnés pour travailler à des niveaux de contrainte bien inférieurs à la limite élastique des matériaux les constituant; mais, autour des discontinuités géométriques et autres accidents de forme, comme, par exemple, les alésages ou les congés de raccordement dans les amincissements et les évidements destinés à l'allègement des structures, les perçages pour les éléments de fixation, les contraintes peuvent être localement élevées, proches de la limite élastique des matériaux, voire la dépasser. Ces concentrations de contrainte constituent l'un des paramètres influents de la phase d'amorçage et c'est généralement dans ces zones que l'endommagement par fatigue est susceptible de se produire, et de donner lieu à l'apparition de fissures. Celles-ci pourront se propager plus ou moins vite sous l'application répétée des charges.



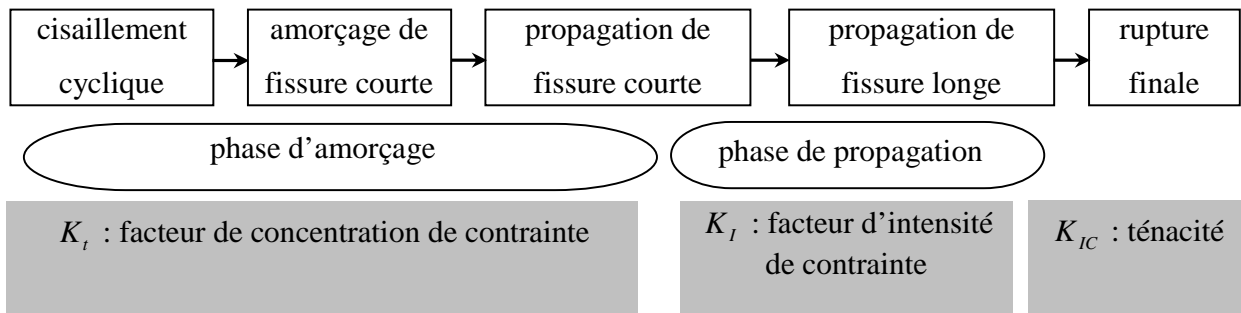
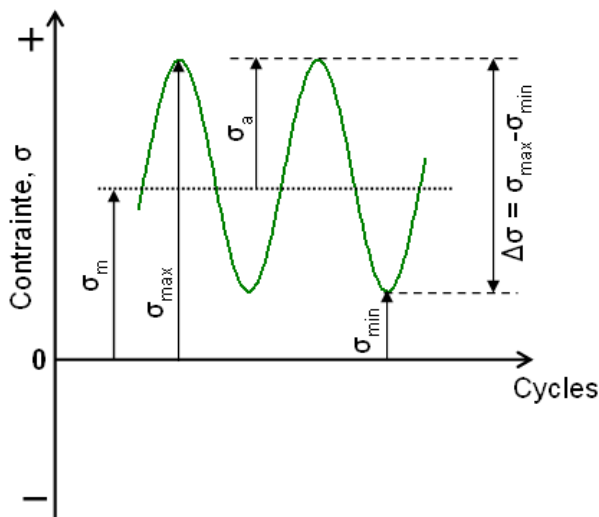


Figure 1. 1 : Différentes phases de la durée de vie en fatigue et exemple de paramètres associés [1]

Pour contrôler la tenue en service des éléments, il est très important de connaître au mieux le comportement du matériau sous cycle de charge. Pour cela, on réalise le plus souvent des essais de fatigue uniaxiale (flexion rotative ou plane, traction cyclique, sous différents rapports de contrainte  $R$ ).



Contrainte moyenne,  $\sigma_m = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2$

Contrainte alternée,  $\sigma_a = (\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$

Rapport de charge,  $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$

Figure 1. 2 : Paramètres décrivant un cycle de contrainte

Le graphique de base pour présenter les résultats de ces essais de fatigue est la courbe de Wöhler, appelée aussi courbe  $S-N$  (Stress-Number of cycles) [2], souvent probabilisée (courbe  $S-N-P$ ) (figure 1. 3).

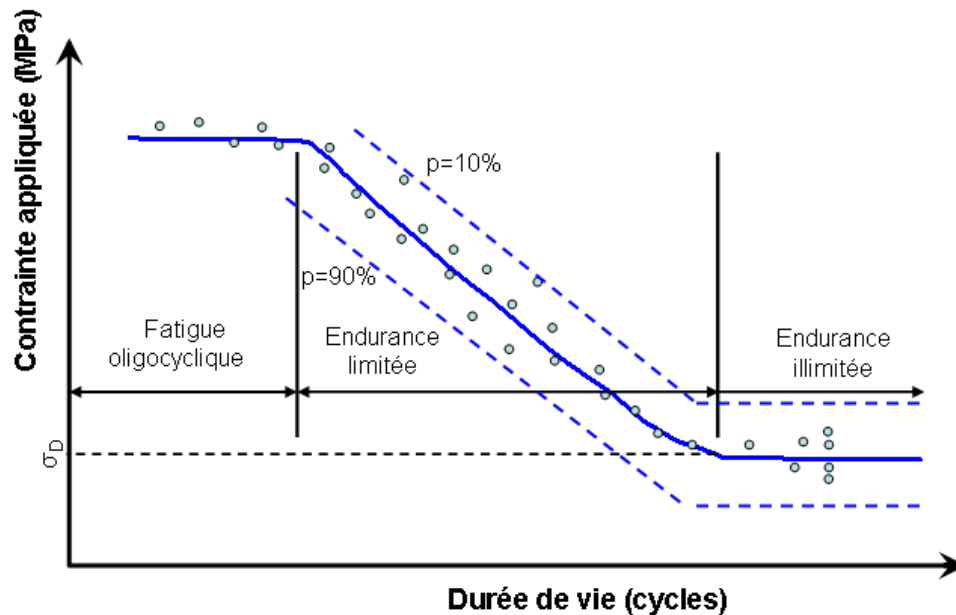


Figure 1. 3 : Courbe de fatigue (Wöhler)

Sur cette courbe, on peut distinguer trois domaines :

- un domaine, correspondant aux niveaux de contrainte élevés, où la rupture survient après un très petit nombre de cycles et est précédée d'une déformation plastique notable ; c'est le domaine de la fatigue oligocyclique ;

- un domaine où la rupture est atteinte après un nombre de cycles de plus en plus important au fur et à mesure que le niveau de contrainte diminue ; en général, cette zone se situe entre  $10^4$  cycles et  $10^6 - 5.10^6$  cycles; c'est le domaine de l'endurance limitée ;

- un domaine, correspondant à des faibles niveaux de contrainte, pour lesquels la rupture ne se produit pas avant un très grand nombre de cycles ( $> 10^7$  ou  $10^8$ ) ; c'est le domaine de l'endurance illimitée ; ce domaine est caractérisé par une très grande dispersion de la durée de vie.

Dans de nombreux cas, en particulier pour les aciers, on peut déceler une tendance asymptotique de la courbe de Wöhler. Cette asymptote correspond à ce que l'on appelle la limite d'endurance : pour la définir, on utilise la limite d'endurance conventionnelle  $\sigma_{D,R}$  (ou encore  $\sigma_D$  si la valeur du rapport  $R$  ne porte pas à confusion) qui correspond à la limite de fatigue pour  $10^7$  cycles ( $\sigma_{D,R,10^7}$ ).

Pour les alliages d'aluminium, la courbe  $S-N$  ne présente pas cette tendance asymptotique et décroît continûment. Cela implique que la rupture se produira même pour de très faibles amplitudes de contrainte. Dans ce cas, la limite d'endurance conventionnelle  $\sigma_D$  correspond à la limite de fatigue  $10^8$  cycles ( $\sigma_{D,R,10^8}$ ).

Une étude menée par Bathias [3] (1999) a montré qu'en fait, aucun matériau métallique ne présentait cette limite d'endurance et que la rupture pouvait arriver même aux amplitudes inférieures à la limite d'endurance conventionnelle : on parle de fatigue giga-cyclique ou UHCF (ultrahigh-cycle fatigue). Dans ce domaine, l'amorçage de la fissure de fatigue se produit à l'intérieur du matériau et non à la surface comme c'est souvent le cas pour la fatigue à grand nombre de cycles. Les mécanismes de fissuration sont également très différents [3] et [4]. En outre, les courbes de  $S-N$  ont montré des formes étagées, présentant parfois une deuxième limite de fatigue, naturellement plus faible [4].

### **1.1.2) Stades de l'endommagement par fatigue**

L'endommagement par fatigue des matériaux peut être décomposé en trois stades bien distincts :

- **une phase d'amorçage** qui correspond à l'initiation des premières micro-fissures au sein du matériau et à leur croissance difficilement prédictible dans le volume du matériau ;
- **une phase de propagation** où les micro-fissures amorcées dans le matériau vont croître de façon stable au fur et à mesure des cycles ;
- **une phase de rupture** dans laquelle la ou les fissures ont atteint une taille instable provoquant la rupture de la pièce.

#### **1.1.2.1) Amorçage de fissure**

Pour Suresh [5] (2001), la définition de l'amorçage d'une fissure de fatigue dépend de la résolution de la technique de caractérisation employée et des objectifs industriels ou scientifiques de l'utilisateur. Il en découle que le niveau de détail nécessaire pour la caractérisation de la fissure de fatigue dépend des utilisations auxquelles ces informations serviront. Dans beaucoup d'applications pratiques, il a été expérimentalement observé qu'aux faibles niveaux de contrainte, la phase d'amorçage des fissures de fatigue représentait jusqu'à 90 % de la durée de vie totale.

Pour les niveaux de contrainte plus élevés, entraînant des durées de vie faible cette phase d'amorçage ne couvre qu'une très petite fraction de la durée de vie totale.

En général, lors des essais de fatigue, l'amorçage des fissures apparaît principalement à la surface des éprouvettes et est généralement causé par des concentrations de contrainte, provoquant, soit la déformation plastique locale, soit la détérioration des précipités fragiles. Ces concentrations de contrainte peuvent être attribuées en particulier à :

- la non-homogénéité microstructurale ;
- la présence de défauts à la surface (inclusions non-métalliques et métalliques, précipités fissurés pendant processus du laminage, pores, etc...) ;
- l'anisotropie élastoplastique entre les grains et aux joints de grains.

Dans la plupart des alliages métalliques, on trouve une grande variété d'inclusions, métalliques et non-métalliques, provenant du processus de production de ces alliages. Ces inclusions ne sont pas considérées nuisibles pour la résistance statique, mais peuvent significativement affecter la durée de vie en fatigue. Dans le cas des alliages d'aluminium, l'amorçage des fissures a souvent lieu à partir de ces inclusions intermétalliques qui contiennent partiellement des éléments d'alliage, comme on peut le juger au travers des travaux énumérés ci-après.

L'étude de Grosskreutz et Shaw [6] (1969) sur l'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage d'aluminium 2024-T3 a montré que l'amorçage avait lieu à l'interface entre les inclusions et la matrice, probablement lié à des mécanismes de décohésion.

De son côté, Pearson [7] (1975) a observé la fissuration d'inclusions en regard de la fissuration à l'interface inclusion-matrice.

Les études de Magnusen et al [8] (1997) et Laz et al [9] (1998) sur les alliages d'aluminium ont révélé que les inclusions jouaient un rôle essentiel dans l'évolution de l'endommagement en fatigue.

Patton et al [10] (1998) ont étudié les mécanismes d'endommagement par fatigue d'un alliage d'aluminium 7010 et ils ont montré eux aussi que les fissures de fatigue s'amorçaient à partir de la rupture des inclusions. Ils ont également décelé de la plasticité autour de ces particules.

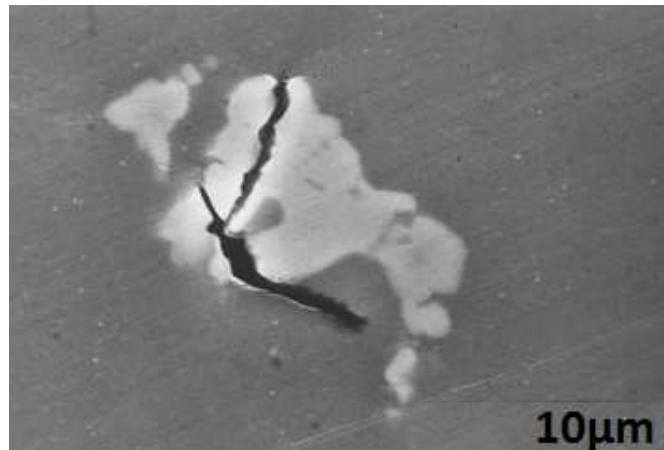
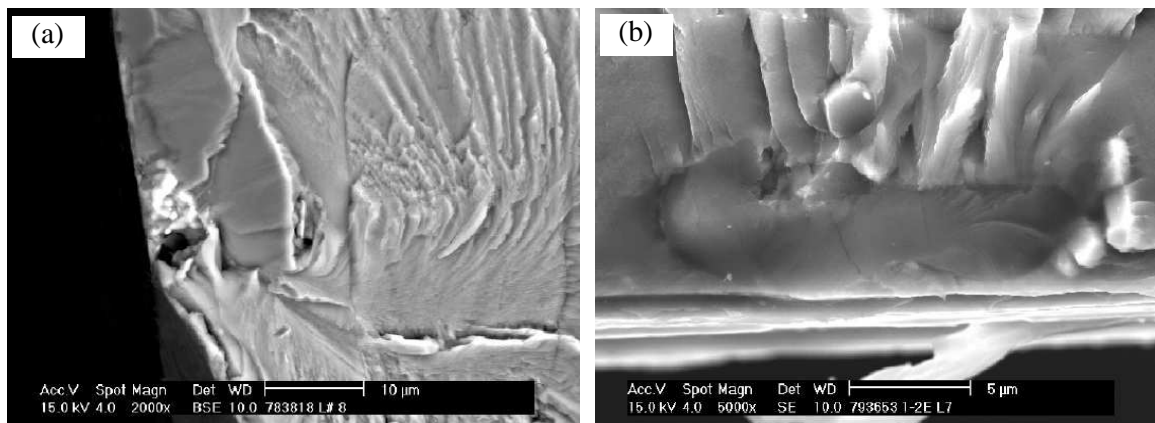


Figure 1. 4 : Rupture d'une inclusion intermétallique  $Al_7Cu_2Fe$  [10]

DeBartolo et Hillberry [11] (2001) se sont intéressés pour leur part au rôle de ces inclusions et se sont attachés à décrire les distributions des tailles des inclusions (particules intermétalliques) ainsi que celles des tailles initiales des fissures. Ils ont alors utilisé ces distributions pour prédire la durée de vie en fatigue pour des alliages 2024-T3, 2524-T3 et 7075-T6.

Dans une étude plus récente, Oswald [12] (2003) a montré que les amorçages à partir des inclusions  $Mg_2Si$  correspondaient à des durées de vie en fatigue inférieures à celles correspondant aux amorçages à partir d'inclusions de type  $Al_7Cu_2Fe$ . Il a expliqué ce phénomène par le comportement fragile des particules  $Mg_2Si$  ; ces particules étaient systématiquement fissurées ; alors que les particules riches en fer, dans de nombreux cas, ont montré un comportement plus ductile ; et dans certains cas, de la déformation plastique s'est produite au sein même de ces particules.



**Figure 1. 5 : Images du MEB des inclusions à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue  
(a) particule  $Al_7Cu_2Fe$  et (b) particule  $Mg_2Si$  [12]**

Suite à ses expériences, Merati [13] (2005) a conclu que les inclusions représentaient la caractéristique microstructurale principale des origines de la fissuration dans le cas de l'alliage 2024-T3.

Et très récemment, Payne et al [14] (2010) ont également montré que dans la plupart des cas, l'amorçage des fissures s'était produit à partir d'inclusions pré-fissurées, la fissuration de ces inclusions étant sans doute survenue lors des opérations de laminage. Ils ont pu observer directement l'évolution de l'amorçage sur une éprouvette entaillée soumise à des chargements modérés ; ces observations ont été réalisées in-situ dans la chambre d'un microscope électronique à balayage. Ils ont conclu que la fissuration des inclusions était la cause unique de l'amorçage des fissures (figure 1. 6) pour l'alliage 7075.

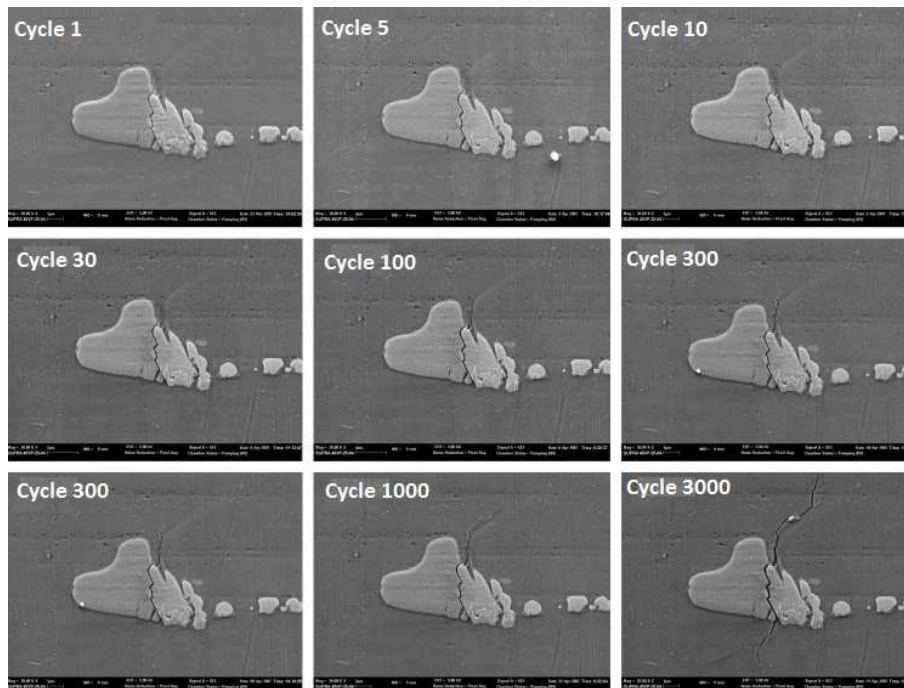


Figure 1. 6 : Observations au MEB des phases d'incubation, d'amorçage et de propagation d'une fissure dans une particule de fer [14]

### 1.1.2.2) Propagation de fissure

Une fois qu'une fissure de fatigue s'est amorcée, elle va se propager sous l'action des sollicitations cycliques. Cette phase de propagation est divisée en deux stades : les stades I et II. L'amorçage et le stade I de la propagation peuvent être considérés globalement comme la phase de propagation d'une fissure courte à travers une longueur finie de l'ordre de deux ou trois grains, dans une direction suivant laquelle la contrainte du cisaillement est maximale. Dans cette phase, la plasticité en pointe de fissure est fortement influencée par les caractéristiques de glissement, la taille de grain, l'orientation et le niveau de contrainte et ceci parce que la taille de la fissure est comparable à la taille caractéristique de la microstructure du matériau, notamment la taille du grain. Le stade I, qui de fait est limité à la proche surface, est suivi du stade II. La transition entre stade I et stade II est attribuée à la diminution de la contrainte de cisaillement avec la croissance de la fissure et à l'augmentation concomitante de la contrainte normale. Durant ce deuxième stade, la fissure se propage, en première approximation, suivant une direction perpendiculaire à celle de la contrainte principale de traction. A ce stade, la fissure est considérée comme une fissure longue.

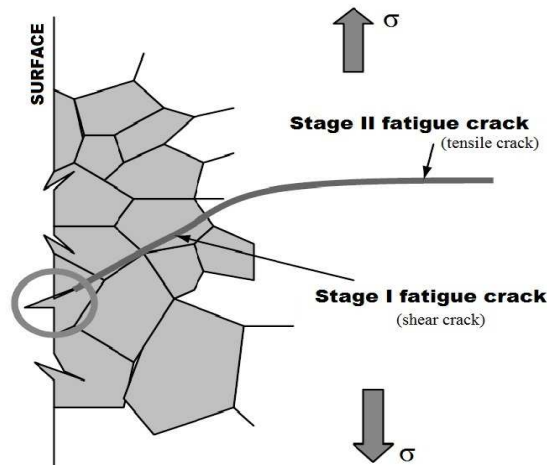


Figure 1. 7 : Représentation schématique des stades I et II de propagation des fissure de fatigue

Pour décrire quantitativement le deuxième stade de la propagation, on utilise la mécanique linéaire de la rupture. Son application ne permet de traiter la propagation que des fissures dites longues, en pratique détectables par des moyens optiques classiques, et ce jusqu'à la rupture finale. Selon cette théorie, les contraintes et les déformations en pointe de fissure, et à condition que la zone plastique reste de très petite dimension par rapport à la taille de la fissure, ne sont fonction que d'un seul paramètre : le facteur d'intensité de contrainte  $K$  ou  $K_{mode}$ . Ce facteur dépend de la contrainte nominale  $\sigma_{nom}$  appliquée loin de la fissure, la longueur de la fissure  $a$  et de la géométrie (forme et dimensions) de la pièce fissurée :

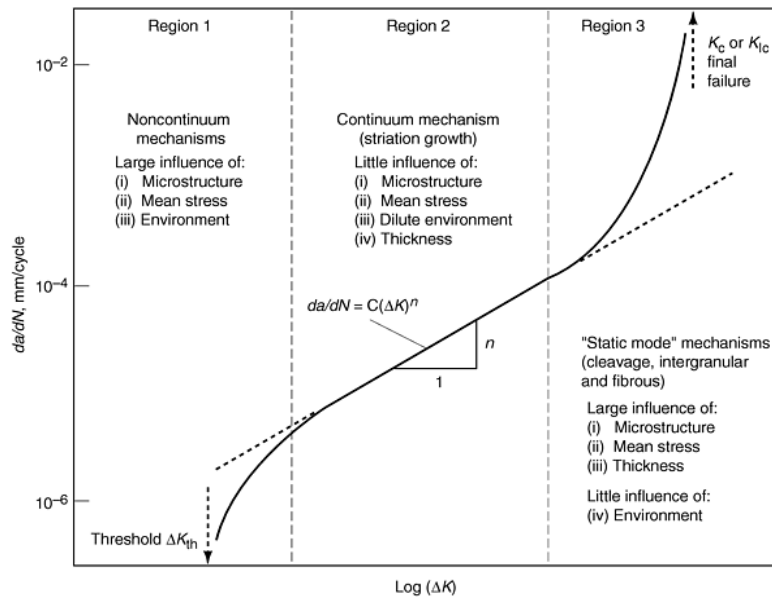
$$K_{mode} = F \sigma_{nom} \sqrt{\pi a} \quad \text{Equation 1. 1}$$

où  $F$  représente le facteur de correction géométrique qui dépend de la géométrie (de la pièce et de la fissure) et du type de chargement.

La vitesse de propagation d'une fissure longue, notée  $\frac{da}{dN}$ , est obtenue à partir de la courbe  $a(N)$ . Le comportement en fissuration par fatigue du matériau dans des conditions de sollicitations données (rapport de charge, température, fréquence et environnement) sera caractérisé par une courbe tracée sur un diagramme bi-logarithmique  $\frac{da}{dN} - \Delta K$  où  $\Delta K$  représente la variation du facteur d'intensité de contrainte :

$$\Delta K = F \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \quad \text{Equation 1. 2}$$





**Figure 1. 8 : Représentation schématique de la vitesse de propagation des fissures de fatigue en fonction de la variation du facteur d'intensité de contrainte [1]**

Cette courbe peut être divisée en trois régions (figure 1. 8). Dans la région 1 correspondant aux faibles contraintes et donc aux faibles variations du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$ , le régime de fissuration est associé au seuil de propagation  $\Delta K_{th}$ . Ce seuil correspond à la variation du facteur d'intensité de contrainte en-deçà de laquelle les fissures se propagent à des vitesses trop faibles pour être détectées : de l'ordre du nanomètre par cycle. Ce domaine est fortement influencé par la microstructure de l'alliage. Dans la région 2, la courbe présente généralement une partie linéaire sur un assez large intervalle de  $\Delta K$ . Cette linéarité traduit une dépendance en loi puissance de la vitesse de propagation par rapport à la variation du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$ . Cette relation dépend entre autre du rapport de contrainte  $R$  et de l'environnement. La troisième région correspond à une accélération de la vitesse de propagation, propagation qui devient instable et qui conduit rapidement à la rupture. Celle-ci intervient lorsque la valeur maximale du facteur d'intensité de contrainte atteinte au cours du cycle, notée  $K^{max}$ , devient égale à une valeur critique, caractéristique du matériau, la ténacité, notée  $K_C$  ou  $K_{IC}$ . En pratique, cette dernière région ne revêt que peu d'importance dans la mesure où elle ne concerne qu'une très faible partie de la durée de vie en propagation et que le dimensionnement en fatigue a pour objet d'éviter d'aborder cette instabilité.

Le régime de propagation de la région 2 est classiquement décrit par la loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad \text{Equation 1. 3}$$

où  $C$  et  $m$  sont deux constantes qui dépendent du matériau.

Notons ici que la loi de Paris est basée sur une démarche expérimentale et a pu être vérifiée pour de très nombreux matériaux. De part sa nature, cette loi a permis d'améliorer grandement le dimensionnement en fatigue ; il ne s'agit plus seulement d'imposer pour la pièce la condition de non-amorçage de fissures, mais de tenir compte de la durée de propagation stable de ces fissures, durée qui peut parfois être très importante.

#### **1.1.2.2.1 Propagation des fissures courtes**

Toute la problématique de la propagation des fissures courtes se traduit simplement par le fait que la propagation de ces fissures ne suit pas la loi de Paris. De nombreux auteurs, parmi lesquels Pearson [7] pour les premières observations concernant les alliages d'aluminium, rapportent l'observation de fissures très courtes se propageant avec des vitesses supérieures à celles de fissures longues sollicitées dans les mêmes conditions de chargement, c'est à dire même  $\Delta K$ . En particulier, les fissures courtes peuvent se propager avec des vitesses relativement élevées pour des valeurs de variation du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$  inférieures au seuil  $\Delta K_{th}$  déterminé pour les fissures longues, avant de recouvrir un comportement similaire à celui des fissures longues. L'utilisation des données établies à partir des fissures longues conduit donc à des surestimations importantes de la durée de vie en propagation. La littérature consacre une terminologie particulière pour distinguer différents types de fissures courtes [1] :

- les fissures mécaniquement courtes, d'une taille comparable avec la dimension de leur zone plastique ;
- les fissures microstructurellement courtes, avec une taille de l'ordre de la dimension caractéristique de la microstructure (typiquement la taille de grain dans un métal cristallin) ;
- les fissures physiquement courtes, de taille de l'ordre de quelques dizaines de grains.

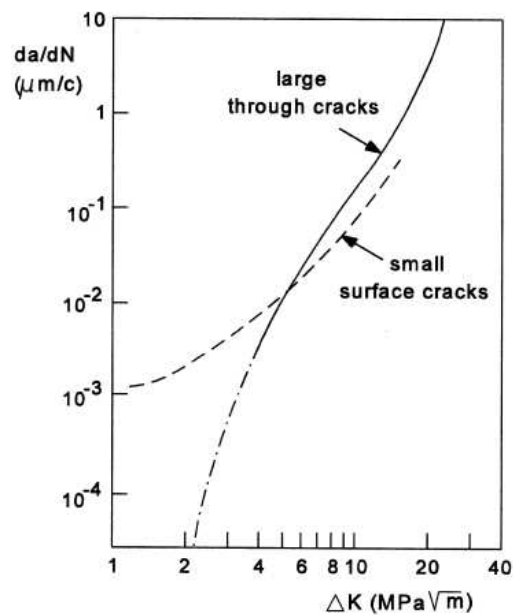


Figure 1.9 : Comportement des fissures courtes pour l'alliage 2014-T3 [7]

## 1.2) Influence de la surface sur la tenue en fatigue

Il est bien établi que, quel que soit le mode de sollicitation, les microfissures conduisant à la rupture s'amorcent le plus souvent en surface. Cela se comprend aisément : pour de nombreux chargements, comme la flexion rotative et la torsion, la contrainte maximale se situe en surface : il est donc logique que l'amorçage débute en surface. Les surfaces sont obtenues moyennant divers processus (fonderie, forgeage, laminage, usinage) et présentent de ce fait plus de défauts qu'en profondeur. Elles sont agressées par l'environnement. Aussi, tout facteur qui affectera la surface, comme par exemple les traitements mécaniques ou physico-chimiques, altèrera la tenue en service de la pièce. Ces facteurs peuvent être classés en première approximation dans l'une des trois catégories suivantes :

- **la géométrie**: la rugosité de la surface représente un parfait exemple de cette catégorie de facteurs ;
- **le chargement**: les contraintes résiduelles générées par l'usinage font partie de cette catégorie ;
- **la microstructure**: dans lequel nous intégrons les effets d'écrouissage du matériau en surface.

Ces facteurs peuvent varier considérablement selon les gammes d'usinage et de traitement de surface utilisées. La connaissance de l'influence de chacun de ces facteurs sur la tenue en fatigue est donc primordiale. Cependant, ces influences sont souvent difficilement séparables et les lois générales couvrant différents matériaux et types de chargement n'existent pas.

Passons en revue les effets de chacun de ces paramètres. A ce sujet, la littérature est vaste. Nous insisterons plus sur le facteur géométrique, qui représente le cœur de notre étude.

### **1.2.1) Le facteur géométrique : la rugosité de surface**

L'effet de la rugosité de surface sur la durée de vie en fatigue des pièces métalliques est depuis très longtemps reconnu et étudié [15] (1923), [16] (1970) et [17] (1996) : la tenue en fatigue augmente lorsque la rugosité de surface diminue. Ceci se comprend aisément si l'on considère les irrégularités de surface comme autant de micro-entailles ou de micro-fissures : elles entraînent des concentrations de contrainte dans les couches superficielles, qui sont déjà souvent les plus chargées. La rugosité superficielle réduit donc le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage d'une fissure de fatigue comparativement au cas des éprouvettes parfaitement lisses (polies). De ce point de vue, la prise en compte de la rugosité de surface résultant des procédés de fabrication doit être donc être une priorité et ce dès la conception de la pièce.

#### **1.2.1.1) Les paramètres de rugosité**

Généralement, la rugosité pour une surface donnée est déterminée par son profil dans une section perpendiculaire à la direction d'usinage. Les paramètres de rugosité sont évalués sur la base d'une partie d'un profil, appelé longueur d'échantillonnage, notée  $l$ . Ils correspondent à la distribution des hauteurs de profil  $z(x)$  le long de la direction de mesure  $x$ . La rugosité de surface peut être décrite par différents paramètres, comme indiqué dans norme ISO 4287 [18] :

- la rugosité moyenne  $R_a$  : elle correspond à la moyenne arithmétique des pics et des creux sur la longueur d'échantillonnage  $l$  :

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |z(x)| dx \quad \text{Equation 1.4}$$

- la rugosité totale  $R_{\max}$  : c'est la plus grande profondeur des irrégularités du profil :

$$R_{\max} = |z_{\max} - z_{\min}| \quad \text{Equation 1.5}$$

- la hauteur des irrégularités de rugosité moyenne sur 10 points  $R_z$

$$R_z = \frac{1}{5} \left[ \sum_{i=1}^5 (z_i)_{\max} + \sum_{j=1}^5 (z_j)_{\min} \right] \quad \text{Equation 1.6}$$

- la profondeur de la vallée la plus profonde par rapport à la ligne moyenne  $R_v$

- la hauteur du pic le plus élevé par rapport à la ligne moyenne  $R_p$

- la hauteur entre le pic le plus élevé et le creux le plus profond  $R_t$

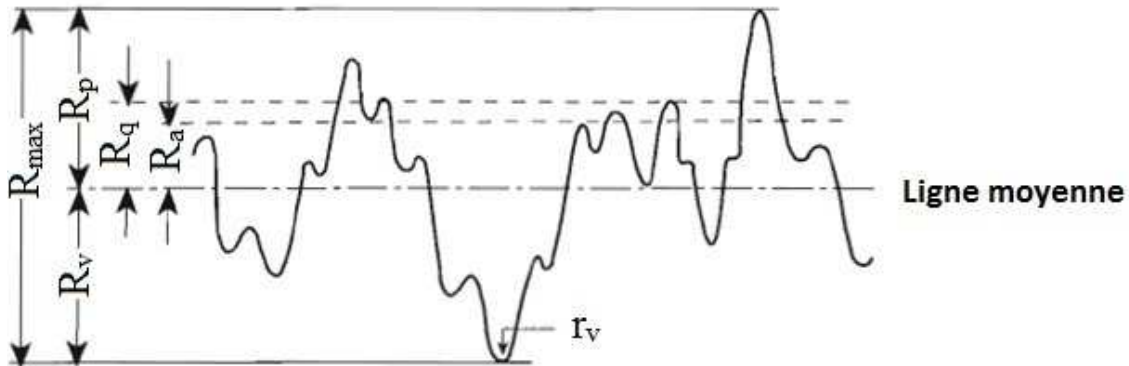


Figure 1.10 : Différents paramètres utilisés pour décrire la rugosité de surface

Si l'on considère les vallées entre les pics d'une surface comme des entailles qui affaiblissent la surface et génèrent des concentrations de contrainte, d'autres paramètres importants du point de vue de la fatigue sont le rayon de vallée moyen  $r_v$  et la profondeur de vallée maximale  $R_v$  (figure 1.10). Une faible valeur du rayon de fond de vallée  $r_v$  indique une entaille plus aiguë tandis qu'une valeur plus élevée de  $R_v$  représente une entaille plus profonde ; ils entraînent tous les deux une augmentation de la concentration de contrainte.

### 1.2.1.2) Coefficient de réduction sur la tenue en fatigue $K_S$

En général, l'influence de la rugosité de la surface sur la tenue en fatigue est prise en compte dans le dimensionnement global des pièces à l'aide du coefficient de réduction de la limite de fatigue, noté  $K_S$ . Ce coefficient est égal au rapport entre la limite d'endurance  $\sigma_{DS}$  de la pièce présentant un état de surface donné, et la limite d'endurance  $\sigma_D$  de la pièce avec un état de surface de référence, souvent poli.

$$K_S = \frac{\sigma_{DS}}{\sigma_D} \quad \text{Equation 1.7}$$

Dans le cas des aciers, ce coefficient de réduction en fatigue dépend de la résistance du matériau  $R_m$ , comme l'ont montré Brand et al [19] (1980) (figure 1. 11).

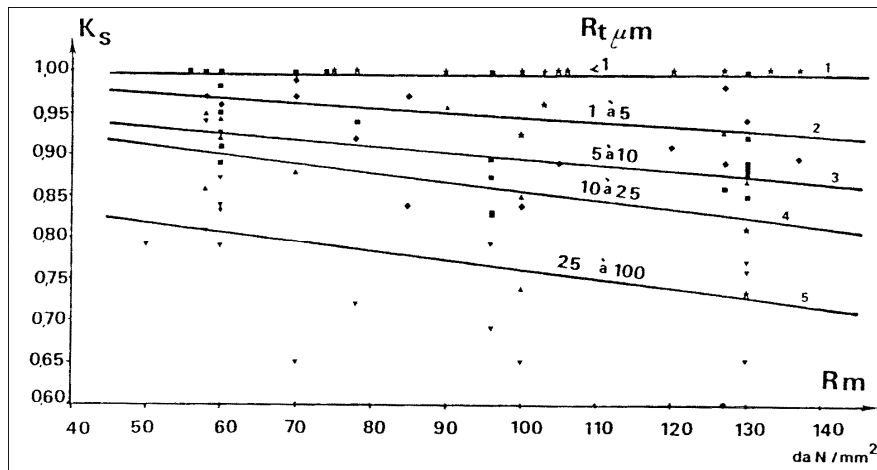


Figure 1. 11 : Evolution du coefficient de réduction en fatigue selon la résistance de l'acier [19]

### 1.2.1.3) Modèles semi-empiriques pour la prise en compte de l'effet de la rugosité

Si la détermination de ce facteur de réduction  $K_S$  est souvent empirique, certains chercheurs ont proposé des modèles.

Ainsi Stieler [20] (1954) a appliqué la théorie de la concentration de contrainte établie pour les entailles géométriques et a proposé le modèle suivant :

$$K_s = \frac{\left(1 + 2\sqrt{\frac{1}{C} + \sqrt{\frac{1}{R_r}}}\right)}{\left(1 + 2\sqrt{\frac{1}{C}}\right)} \quad \text{Equation 1.8}$$

avec :

$$R_r = 2\frac{R_t}{S_g} \quad \text{Equation 1.9}$$

où  $C$  représente un facteur dépendant de l'usinage, et  $S_g$  l'épaisseur maximale du volume de matériau intervenant dans l'amorçage des fissures de fatigue.

Siebel et Gaier [21] (1956) ont comparé l'influence du type de sollicitation sur ce facteur de réduction pour différents matériaux. Ils ont remarqué que ce facteur de réduction était identique pour les essais de traction-compression et de flexion rotative. Ils ont également mis en évidence un seuil critique pour l'influence de la rugosité. La rugosité aurait une influence sur la tenue à la fatigue pour une valeur supérieure à ce seuil critique. Pour une rugosité inférieure à ce seuil, l'influence de la rugosité serait négligeable. C'est ce qu'illustre la figure 1. 12.

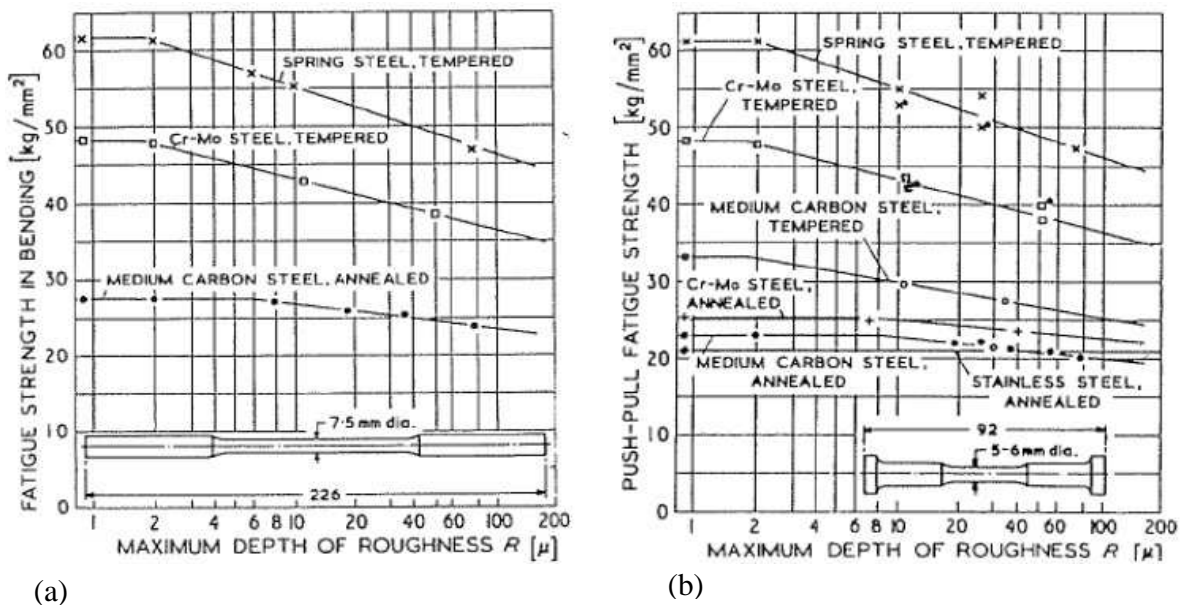


Figure 1. 12: Résistance à la fatigue pour les éprouvettes de différentes nuances d'acier en fonction de la rugosité pour (a) la flexion rotative et (b) la traction-compression [21]

Maiya [22] et [23] (1975) a étudié le comportement en fatigue oligocyclique de l'acier inoxydable 304 rectifié. Il a montré que la durée de vie d'amorçage  $N_a$  pour obtenir une fissure de 0,1 mm de longueur dépendait des conditions d'essais et était affectée par la rugosité de surface. Il a proposé la relation suivante:

$$N_a = A \cdot (\text{paramètre de rugosité})^\alpha \quad \text{Equation 1. 10}$$

où  $A$  et  $\alpha$ : sont les constantes de la relation de Manson-Coffin.

Weisner et al [24] (1991) ont réalisé des essais de fatigue sur l'alliage d'aluminium 7075 pour différentes rugosités obtenues en tournage. Pour n'étudier que l'effet de la rugosité, les éprouvettes usinées ont été traitées thermiquement pour diminuer voire annuler les contraintes résiduelles générées par l'usinage. Ce faisant, toutes les éprouvettes présentaient les mêmes propriétés mécaniques malgré les différentes conditions de coupe utilisées pour les réaliser. Weisner et al ont montré qu'il était possible de relier la limite de fatigue à la topographie de surface, représentée par un paramètre caractéristique noté  $T$ , par une loi puissance :

$$NR_{50\%} = cT^{-m} \quad \text{Equation 1. 11}$$

où  $NR_{50\%}$  représente la limite de fatigue pour une probabilité de rupture de 50%,  $c$  une constante et  $m$  la sensibilité de la topographie sur la durée de vie.

Ils ont montré que, dans le cas de l'alliage 7075, le paramètre de la topographie  $T$  pouvait être choisi indifféremment parmi les paramètres  $Rq/l$  ou  $p$ .  $R_q$  représente la moyenne de la racine carrée de la rugosité,  $l$  la moyenne pondérée des coefficients de la série de Fourier et  $p$  le rapport entre la longueur réelle (développée) du profil et la longueur de mesure.

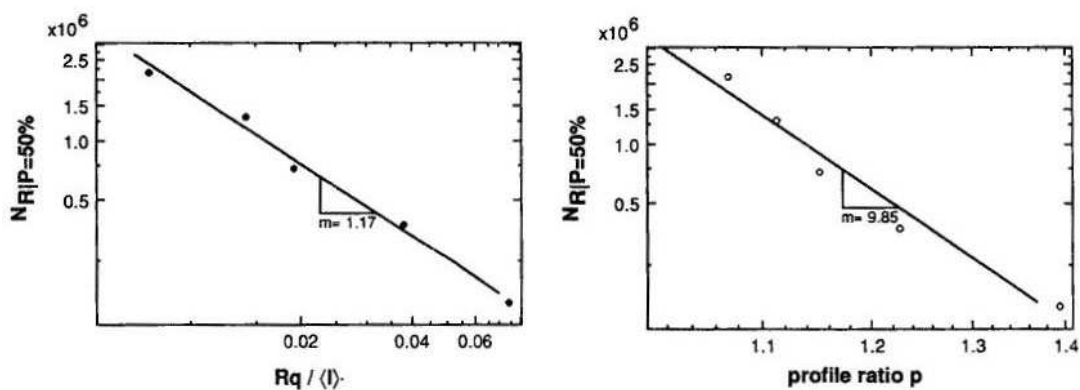
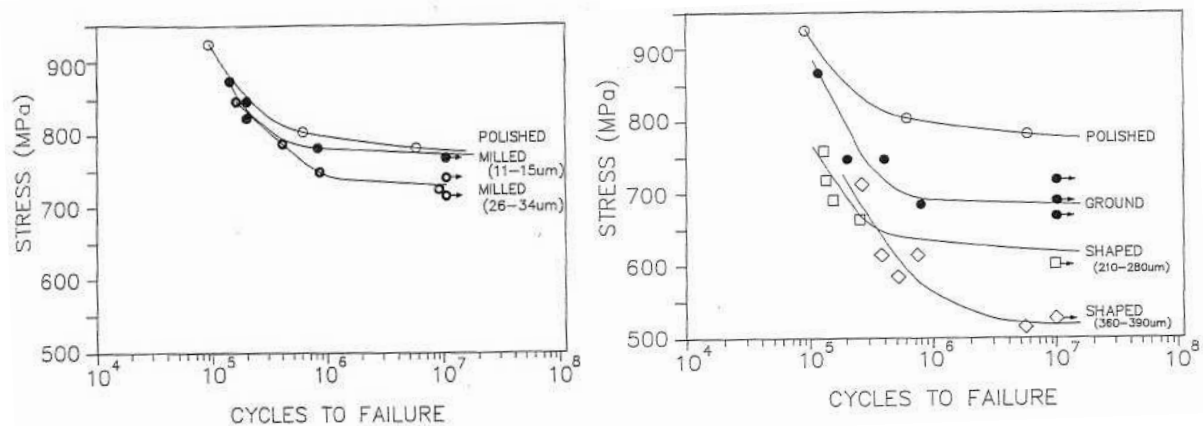


Figure 1. 13 : Evolution de  $N_{R,50\%}$  en fonction des paramètres de la topographie de la surface et  $Rq/l$  et  $p$  [24]



Taylor et Clancy [25] (1991) ont réalisé des essais de fatigue sur un acier En 19 en prenant quatre types de surface usinée. Pour évaluer uniquement l'effet de la rugosité, les contraintes résiduelles ont été également éliminées par traitement thermique. La figure 1. 14 illustre les résultats qu'ils ont obtenus pour cet alliage.



**Figure 1. 14 : Courbes pour différentes surfaces usinées pour l'alliage En 19 [25] (les nombres indiqués en parenthèses indique R<sub>max</sub>)**

Puis ils ont établi un graphe de type Kitagawa sur lequel ils ont reporté la limite d'endurance en fonction des paramètres de rugosité. Ils ont alors proposé deux approches pour la prédiction de la durée de vie en fatigue en tenant compte de l'état de la surface : l'approche par la mécanique de la rupture et l'approche « effet d'entaille ».

Dans l'approche basée sur la mécanique de la rupture, ils ont considéré les entailles à la surface comme des fissures et ont appliqué la théorie de la mécanique linéaire de la rupture pour déterminer le comportement en fatigue. Ils ont montré qu'une entaille pouvait se comporter comme une fissure à condition que le rayon à fond d'entaille  $\rho$  n'excède pas une certaine valeur, qui dépendait du matériau et du niveau de contrainte.

Leur modèle basé sur l'effet d'entaille fait appel à la définition classique du facteur effectif de concentration de contraintes  $K_f$  :

$$K_f = \frac{\sigma_D}{\hat{\sigma}_D} \quad \text{Equation 1. 12}$$

où  $\sigma_d$  représente la limite d'endurance obtenue avec les éprouvettes lisses et  $\hat{\sigma}_D$  celle obtenue avec les éprouvettes entaillées.

Ce coefficient  $K_f$  est généralement inférieur au coefficient de concentration de contrainte  $K_t$ . Peterson [26] a établi une relation empirique entre ces deux coefficients en fonction du rayon au fond d'entaille  $\rho$  :

$$K_f = 1 + \frac{(K_t - 1)}{\left(1 + \frac{\gamma}{\rho}\right)} \quad \text{Equation 1. 13}$$

relation dans laquelle  $\gamma$  représente une constante matériau.

Taylor et Clancy ont comparé ces deux modèles aux résultats expérimentaux (figure 1. 15). Ils en ont conclu que pour les faibles rugosités, l'approche basée sur la mécanique de la rupture convenait bien ; alors que pour les fortes rugosités, l'approche basée sur l'effet d'entaille donnait de meilleurs résultats. La valeur de  $R_{max}$ , correspondant à l'intersection de ces deux courbes théoriques, peut fournir une limite de validité de la prévision basée sur la mécanique de la rupture, qui devient trop conservatrice au-delà. Dans tous les cas,  $R_{max}$  leur semble être le critère de surface le plus significatif.

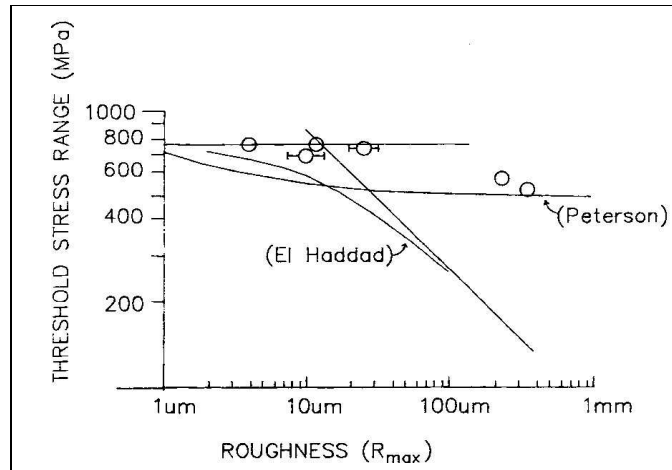


Figure 1. 15 : Confrontation des résultats expérimentaux aux prédictions fournies par les modèles basés sur la MLR et l'effet d'entaille [25]

Arola et Williams [27] (2002) ont évalué les effets de la topographie de surface sur la durée de vie en fatigue dans le cas d'un acier faiblement allié. La surface usinée a été caractérisée à l'aide d'un rugosimètre et les paramètres de rugosité ( $R_z$ ,  $R_y$  et  $R_a$ ) ont été utilisés pour estimer le facteur de concentration de contrainte effectif  $K_f$  en utilisant les modèles de Neuber et d'Arola-Ramulu :

- modèle de Neuber : 
$$K_t = 1 + n \sqrt{\lambda \frac{R_z}{\rho}}$$
 Equation 1. 14

- modèle d'Arola : 
$$K_t = 1 + n \left( \frac{R_a}{\rho} \right) \left( \frac{R_y}{R_z} \right)$$
 Equation 1. 15

deux modèles dans lesquels  $n$  représente un facteur de chargement ( $n = 1$  pour du cisaillement et  $n = 2$  pour de la traction) et  $\lambda$  le rapport entre l'espacement et la profondeur des irrégularités de surface.

Ils ont conclu que ces paramètres de rugosité donnaient un bon moyen d'évaluer quantitativement la distribution de hauteur de profil, mais qu'ils ne devraient être utilisés qu'au cas par cas pour évaluer la résistance à la fatigue. Ils ont justifié cela par le fait que des profils en dents de scie ou sinusoidaux ayant des amplitudes de hauteur égales pouvaient être caractérisés par des paramètres de rugosité identiques, comme l'illustre la figure 1. 16, mais le profil en dents de scie étant naturellement beaucoup plus nuisible à la durée de vie de fatigue du fait des rayons de fond de vallée ( $\rho$ ) beaucoup plus faibles.

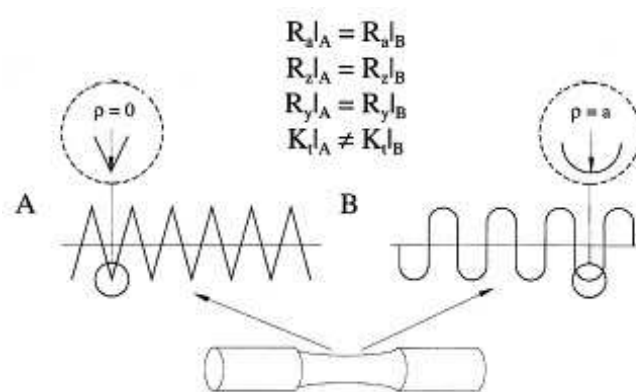


Figure 1. 16 : Profils de surfaces usinées et paramètres de rugosité associés [27]

Arola et al ont ensuite confronté les valeurs du facteur de concentration de contrainte effectif  $K_f$  estimées par leur modèle (ainsi que celui de Neuber) aux résultats expérimentaux : l'écart n'excède pas 2 % (10% pour le modèle de Neuber) comme l'illustre la [figure 1. 17](#).

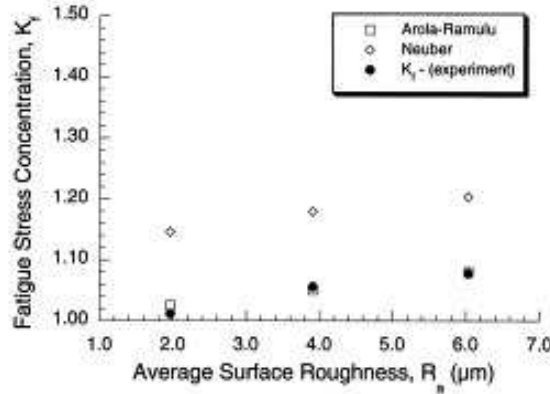


Figure 1. 17 : Confrontation des estimations de  $K_f$  avec les résultats expérimentaux [27]

De son coté, Murakami [28] (2002) a considéré la rugosité de surface comme un défaut de surface. Il a étudié le cas de surfaces présentant des entailles usinées, disposées périodiquement le long de la direction de sollicitation. Dans cette étude, le pas entre ces entailles reste constant ; seule la profondeur des entailles variait. Il a alors introduit le paramètre  $\sqrt{Area}$ , qu'il a déterminé en fonction des dimensions des entailles ( $a$  (profondeur) et  $c$  (demi-longueur en surface, repérée  $b$  sur la figure 1.18) :

$$\text{pour } \frac{a}{2c} \leq 0,195: \frac{\sqrt{Area}}{2c} \cong 2,97\left(\frac{a}{2c}\right) - 3,51\left(\frac{a}{2c}\right)^2 - 9,74\left(\frac{a}{2c}\right)^3 \quad \text{Equation 1. 16}$$

$$\text{pour } \frac{a}{2c} \geq 0,195: \frac{\sqrt{Area}}{2c} \cong 0,38 \quad \text{Equation 1. 17}$$

et qu'il a utilisé pour déterminer le facteur d'intensité de contrainte avec la relation suivante :

$$K_{Imax} = 0.65\sigma_o\sqrt{\pi\sqrt{Area}} \quad \text{Equation 1. 18}$$

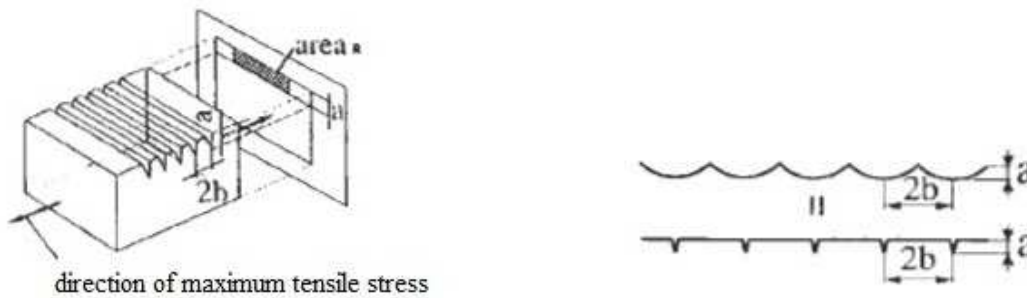


Figure 1. 18 : Définition de  $\sqrt{Area}$  selon Murakami [28]

Il a utilisé ce paramètre  $\sqrt{Area}$  dans une relation empirique décrivant l'évolution de la limite d'endurance  $\sigma_D$  en fonction de la dureté  $H_V$

$$\sigma_D = \frac{1,43(H_V + 120)}{(\sqrt{Area})^{1/6}} \cdot \left[ \frac{1-R}{2} \right]^\alpha \quad \text{Equation 1. 19}$$

Avec ce modèle, Murakami a obtenu, dans le cas de l'acier JIS S45C et pour différents niveaux de rugosité, un bon accord entre la limite d'endurance estimée et la limite d'endurance expérimentale.

Itoga et al [29] (2003) ont étudié l'influence de la rugosité de surface sur le mécanisme d'amorçage d'une fissure pour un acier à haute résistance (Ni-Cr-Mo) présentant une courbe de fatigue particulière, en escalier (figure 1. 19). Ils ont montré que, dans le domaine des faibles durées de vie dans lequel les fissures s'amorcent à la surface des éprouvettes, la durée de vie en fatigue diminuait lorsque la rugosité augmentait et ce, par effet d'entailles. En revanche, dans le domaine des grandes durées de vie, l'influence de la rugosité était moins importante. Ils expliquent cela par le fait que les fissures s'amorcent sur les inclusions et se propagent à l'intérieur des pièces. En étudiant les caractéristiques en escalier de la courbe  $S-N$  de ce type d'acier, ils ont montré que l'amplitude de la contrainte de transition était affectée par la rugosité : les éprouvettes de forte rugosité présentaient une contrainte de transition plus faible que celle obtenues pour les éprouvettes lisses.

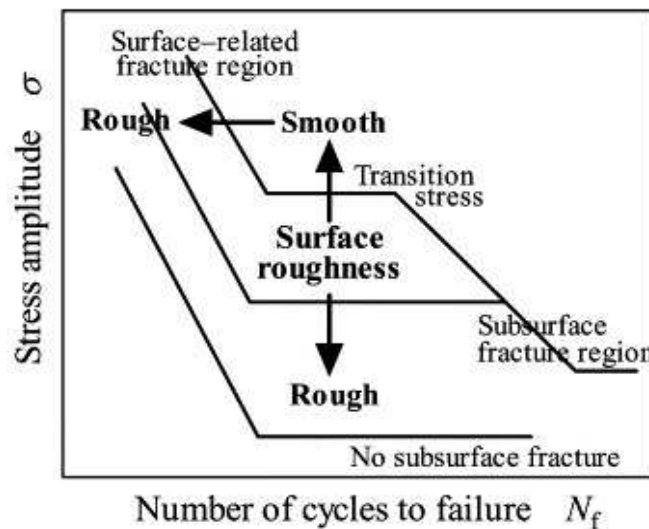


Figure 1. 19 : Représentation schématique montrant les effets de la rugosité sur la courbe  $S-N$  pour un acier à haute résistance [29]

Novovic et al [30] (2004) ont présenté une étude bibliographique concernant l'effet de l'usinage (conventionnel ou non) et de l'état de surface de la pièce usinée sur la durée de vie en fatigue des pièces pour différents matériaux. L'objectif de leur étude portait sur l'influence des paramètres de rugosité. Malgré quelques désaccords dans la bibliographie, les auteurs rapportent que, dans la plupart des cas, les faibles rugosités de surface entraînent une meilleure durée de vie en fatigue. De plus, pour des rugosités  $R_a$  comprises entre 2.5 et 5 $\mu\text{m}$ , la durée de vie en fatigue semble être plus dépendante des contraintes résiduelles et de la microstructure de la pièce usinée que de la rugosité. Par contre, en l'absence de contraintes résiduelles, les valeurs de rugosité supérieures à 0,1  $\mu\text{m}$  ont une grande influence sur la durée de vie en fatigue. Pour des surfaces de rugosité inférieure, cet effet diminue et les fissures s'amorcent aux joints de grains ou dans les bandes de glissement persistantes. Enfin, si la microstructure présente des inclusions de taille supérieure à la rugosité de la surface, ce sont ces inclusions qui pilotent la tenue à la fatigue, plutôt que la rugosité.

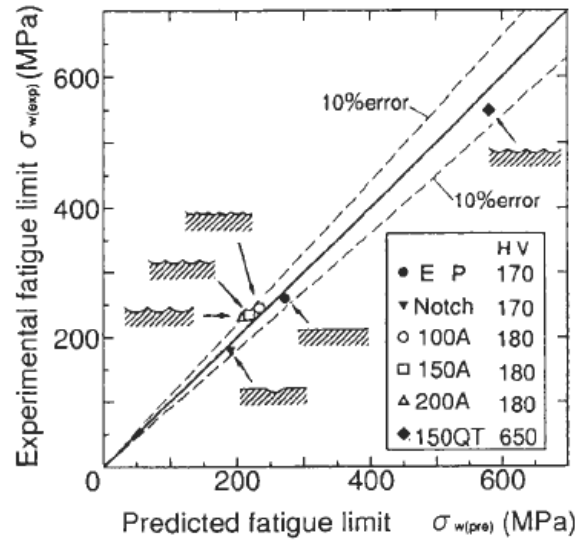


Figure 1. 20 : Comparaison entre la limite d’endurance calculée et les résultats expérimentaux pour l’acier JIS S45C [30]

#### 1.2.1.4) Utilisation de modèles éléments finis pour l’étude de l’influence de la rugosité

Andrew et Sehitoglu [31] (2000) ont étudié les effets de rugosité de surface sur la durée de vie en fatigue par simulations numériques. Ils ont créé des surfaces aléatoires avec une large variation de hauteur d’aspérité, de distance entre les aspérités et de taille initiale de fissure pour représenter la présence de défauts intrinsèques. Ces aspérités sont traitées comme des micro-entailles. Pour calculer la durée de vie en fatigue, les taux de propagation des fissures pour chaque fissure ont été trouvés à l’aide de la relation de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K_{eff}^m \quad \text{Equation 1. 20}$$

où  $\Delta K_{eff}$  est le facteur d’intensité de contrainte effectif qui est déterminé à l’aide de l’une des deux relations suivantes :

$$\text{pour une fissure courte } (a \leq a_t): \Delta K_{eff} = F_{IS} \cdot U \cdot K_t \cdot \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi a} \quad \text{Equation 1. 21}$$

$$\text{pour une fissure longue } (a \geq a_t): \Delta K_{eff} = F_{IL} \cdot U \cdot \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi(a + a_{eff})} \quad \text{Equation 1. 22}$$

où  $U$  représente le rapport de charge effectif,  $F_{IS}$  et  $F_{IL}$  les facteurs d’interaction entre fissures courtes ( $S$ ) ou longues ( $L$ ),  $a_t$  la longueur de fissure de transition et  $a_{eff}$  la longueur de fissure effective de l’entaille.

Le facteur de concentration de contrainte  $K_t$  est calculé en modifiant l'expression de Peterson pour une entaille semi-circulaire [26] :

$$K_t = 1 + 2\sqrt{\frac{c}{\rho}} \quad \text{Equation 1. 23}$$

Ils la modifient en introduisant un facteur permettant de tenir compte de la présence d'entailles multiples. Dans le cas simplifié d'entailles semi-circulaires régulièrement disposées suivant l'axe de sollicitation, ils proposent l'expression suivante :

$$K_t(c/\rho, b/a) = 1 - 0,719 \exp(-0,476 \frac{b}{a}) \left( 1 + 2\sqrt{\frac{c}{\rho}} \right) \quad \text{Equation 1. 24}$$

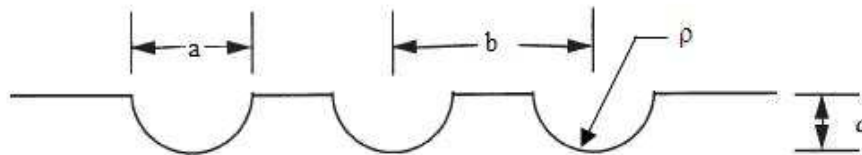


Figure 1. 21 : Géométrie virtuelle utilisée pour déterminer  $K_t$  [31]

Les résultats des simulations numériques à l'aide de ce modèle sont comparés aux résultats expérimentaux obtenus pour un acier 4340 avec une surface rectifiée et une surface fraisée (figure 1. 22). Malgré leur grande dispersion, particulièrement pour les surfaces rectifiées, les résultats expérimentaux sont bien corrélés à ce modèle.

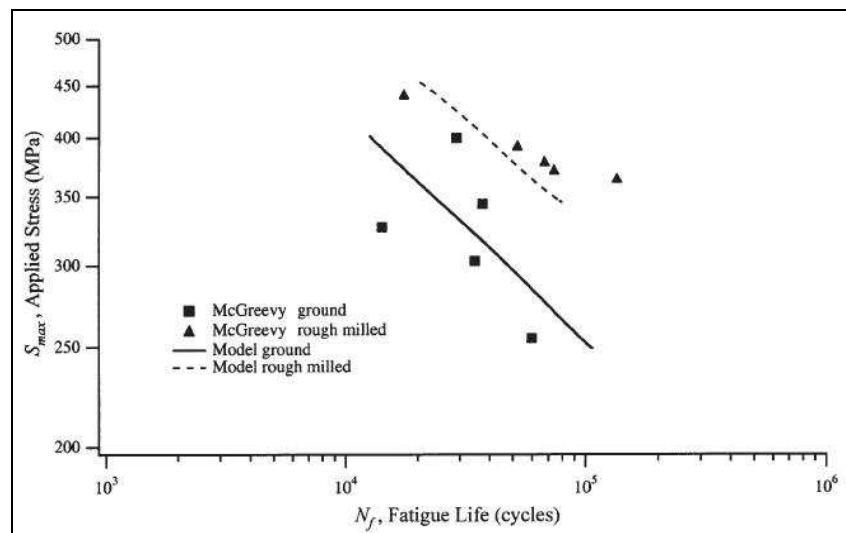


Figure 1. 22 : Comparaison entre résultats expérimentaux et modèle pour acier 4340 [31]



Dans une étude récente sur l'alliage 7010, Suraratchai et al [32] (2006) et [33] (2008) ont proposé une approche basée sur la modélisation par éléments finis de la rugosité de surface mesurée. Ils considèrent que l'influence de la géométrie de la surface se traduit par la modification de la concentration de contrainte locale, en fond de strie, générée par l'usinage. Le coefficient de concentration de contrainte  $K_t$ , est déterminé à l'aide d'un modèle éléments finis construit à partir du profil mesuré (figure 1. 23) puis incorporé dans un modèle basé sur la mécanique linéaire de la rupture pour prédire la durée de vie en fatigue.

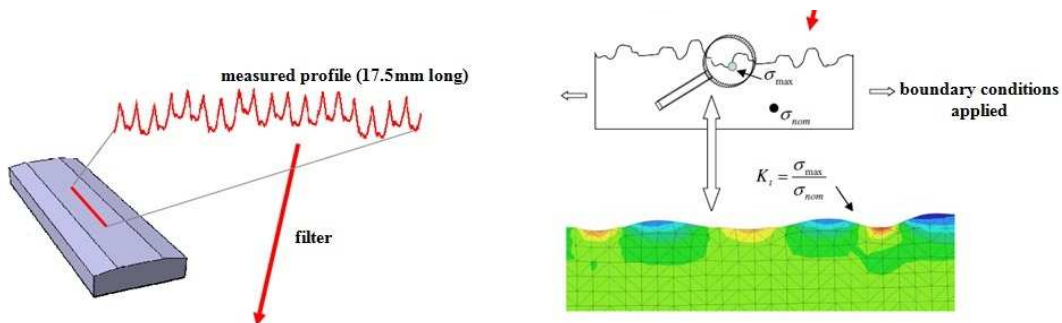


Figure 1. 23 : Modèle élément fini construit du profil 2D filtré [33]

Ce modèle a été confronté avec succès aux résultats d'essais de fatigue en flexion plane 4 points menés sur des éprouvettes prismatiques (figure 1.24).

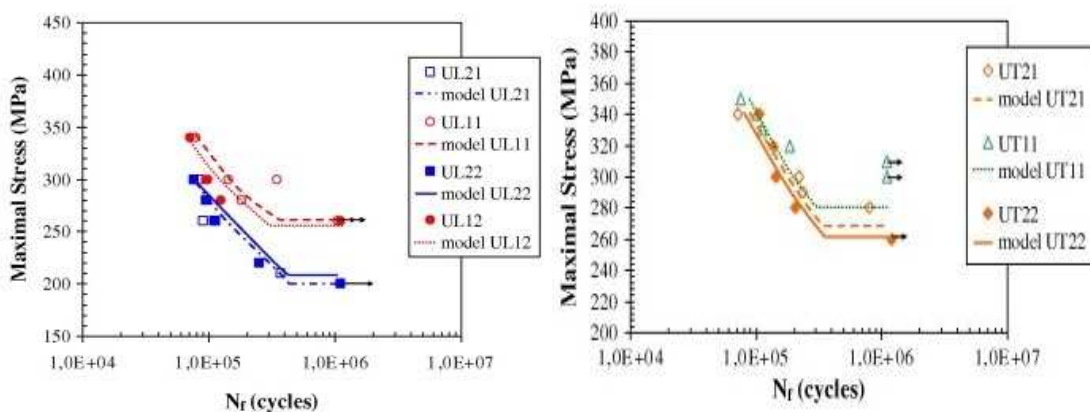


Figure 1. 24 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et le modèle [33] pour l'alliage 7010

Pour conclure, citons encore une étude similaire à celle de Suraratchai : celle d'As et al [34] (2005) [35] (2008) qui ont montré que la durée de vie en fatigue de composants usinés pouvait être prévue par l'analyse par la méthode des éléments finis de leur topographie surfacique.

## **1.2.2) Etat mécanique**

### **1.2.2.1) Les contraintes résiduelles**

Le facteur mécanique qui caractérise la surface, du point de vue de son influence sur la tenue en fatigue, correspond aux contraintes résiduelles. Les contraintes résiduelles sont des contraintes statiques existant dans les pièces en l'absence de tout chargement extérieur. Elles sont présentes quasiment dans toutes les pièces mécaniques : elles résultent de l'histoire métallurgique et mécanique du matériau durant toutes les étapes de fabrication de la pièce, de l'obtention du brut (laminage, forgeage, ...) aux traitements de surface (anodisation, revêtement, ...) en passant par l'usinage. Il existe trois ordres de définition de ces contraintes résiduelles [36]:

- les contraintes résiduelles de 1<sup>er</sup> ordre, ou macroscopiques : elles correspondent à un grand nombre de grains ;
- les contraintes résiduelles de 2<sup>nd</sup> ordre, dues aux interactions entre les cristaux ou grains voisins du fait de leur orientation cristallographique respective ;
- les contraintes de 3<sup>ème</sup> ordre, dont l'origine est à rechercher au niveau des défauts du réseau cristallin.

Pour l'ingénieur mécanicien chargé de dimensionner les pièces mécaniques, c'est le premier ordre, les contraintes résiduelles macroscopiques, qui est important. Cependant, la connaissance des contraintes résiduelles de 2<sup>ème</sup> ordre est également très importante, puisqu'elles fournissent une information sur le durcissement du matériau et son endommagement.

### **1.2.2.2) Influence des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue**

Les contraintes résiduelles jouent un rôle important sur la tenue en fatigue des matériaux. Elles peuvent être considérées comme une contrainte moyenne ou statique superposée à la contrainte cyclique. Cet effet de la contrainte moyenne se traduit par une diminution ou augmentation de la tenue en fatigue selon qu'elle est positive ou négative.

L'usinage, comme les procédés de mise en forme d'une pièce mécanique, génère un champ de contraintes résiduelles. Les gammes d'usinage et notamment les conditions de coupe, influent fortement sur le profil et l'amplitude des ces contraintes résiduelles. De très nombreuses études à ce sujet sont disponibles dans la littérature.

Brunet et al [37] (1991) ont étudié l'influence de ces contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue pour l'alliage 7075-T7351 usiné par fraisage avec différentes gammes d'usinage. Ils ont ainsi montré que les différentes gammes d'usinage introduisaient différents niveaux de contraintes résiduelles ainsi que des effets différents sur la tenue en fatigue pour l'alliage étudié.

Les traitements de surface sont largement utilisés pour augmenter la résistance à la fatigue par l'introduction de contraintes résiduelles en compression comme le montrent par exemple Everett et al [38] (2001) qui ont étudié le comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium grenailé 2024.

Mais certaines études montrent que ces contraintes résiduelles de surface n'influencent pas systématiquement la tenue en fatigue des pièces ; cette influence dépend des matériaux et/ou des conditions des essais. Ainsi, Kumar [39] (2006) a réalisé des essais en propagation de fissures sur des éprouvettes en alliage d'aluminium 7050 et 7075 grenillées. Il a mesuré les contraintes résiduelles par diffraction de rayons X et remarqué très peu de différence entre les vitesses de propagation des fissures entre les états non-grenailé et grenailé.

De son côté, au cours de son travail sur l'alliage d'aluminium 7010, Suraratchai [32] (2006) a également remarqué que les contraintes résiduelles, qui étaient en l'occurrence de compression, ne jouaient pas de rôle important, comparativement à la rugosité, ceci lui a permis d'affirmer que cette rugosité, et en particulier le coefficient de concentration de contrainte locale  $K_t$ , représentait bien le paramètre caractéristique de la tenue en fatigue, pour cet alliage.

### **1.2.3) Etat microstructural**

L'un des principaux facteurs microstructuraux pouvant influencer le comportement en fatigue des alliages métalliques est bien sûr la microstructure de l'alliage elle-même. Les différents traitements thermiques appliqués le long de l'élaboration de l'alliage et de la pièce modifient cette microstructure et donc les caractéristiques mécaniques. L'usinage, par son action mécanique, l'érouissage, peut également modifier cette microstructure.

C'est à la microstructure des alliages d'aluminium que nous allons à présent consacrer un paragraphe.

### **1.3) Les alliages d'aluminium**

La résistance mécanique de l'aluminium pur est relativement faible et interdit son emploi pour la plupart des applications. Cette résistance mécanique peut être notablement augmentée par l'addition d'autres éléments métalliques, formant ainsi des alliages. La différence entre les alliages est essentiellement liée à l'élément d'addition principal. L'addition d'éléments secondaires va également influencer sur les caractéristiques physico-chimiques. Enfin, des éléments peuvent être présents dans l'alliage sans qu'ils aient été ajoutés volontairement ; ce sont les impuretés dont les plus importantes sont le fer et le silicium, et dont il faut contrôler précisément la teneur pour certaines utilisations. Il est bien admis que les propriétés des alliages d'aluminium sont déterminées essentiellement par leur microstructure. Bien qu'actuellement encore toutes les interactions entre microstructure et propriétés ne soient pas parfaitement connues, les résultats des nombreuses et importantes recherches effectuées ces dernières années ont permis d'améliorer considérablement nos connaissances à cet égard.

Il y a deux classes principales d'alliages d'aluminium: les alliages corroyés et les alliages moulés. Nous nous sommes intéressés dans cette thèse à l'étude d'alliages corroyés utilisés dans l'industrie aéronautique civile. Pour ce type d'application, le matériau doit offrir à la fois une faible densité et de très bonnes propriétés mécaniques. Les alliages d'aluminium offrent un des meilleurs compromis entre ces deux propriétés. Les alliages sont divisées en huit classes basées sur les principaux éléments d'alliage ajoutés [40] et donc chaque classe a différentes propriétés mécaniques et physiques.

## Aluminium alloys - classes

Alloy series	Composition	$\sigma_y$ (MPa)	UTS (MPa)	$\epsilon_F$ (%)	Notes
1000	"pure" Al.	30 - 100	100 - 135	up to 50	Foil, decoration, electrical conductors
2000	~4.5%Cu (+Mn,Si,Mg) age-hardened	up to 480	up to 520	5 - 20	General purpose forgings and extrusions, esp. airframes.
3000	~1%Mn, Mg. cold-worked	up to 215	up to 290	5	Ductile sheet for cladding trucks, trailers. Food containers. Drink cans.
4000	12%Si, (+ Mg,Ni,Cu) forgeable, age-hardened	~295	~325	0.5	IC engine pistons. (aka LM13, A332)
5000	~5%Mg (+Cr, Mn). cold-worked	up to 350	up to 415	15	Good formability & weldability. Excellent corrosion resistance. Structural applications, esp. marine.
6000	up to 1%Mg-Si. age-hardened	~275	~310	12	Hot extrusions. Window frames, etc.
7000	up to 8%Zn (+Mg,Cu,Cr). age-hardened	500	575	11	Highest strength alloys. Aircraft structures.
8000	"Other", e.g. up to 2.5%Li				Novel and specialist alloys
Cast	near Al-13%Si eutectic + 0.01%Na	up to 200	up to 300	2 - 5	Automotive castings. Can age-harden if Cu and Mg added.

Tableau 1. 1 : Classification des alliages d'aluminium selon les principaux éléments d'alliage [40]

### 1.3.1) Alliages d'aluminium des séries 2000 et 7000

Les alliages d'aluminium de la série 2000 et la série 7000 sont largement utilisés pour des applications mécaniques aéronautiques. Ce sont des alliages à haute résistance dit à durcissement structural.

Dans les alliages de la série 2000, le principal élément d'alliage est le cuivre, entre 3-6 % de la masse, associé ou non à du magnésium (entre 0 et 2 % massique). Ces éléments permettent un durcissement important par précipitation. Les caractéristiques mécaniques des alliages de la série 2000 sont accrues en raison de la précipitation d'une seconde phase de type  $Al_2Cu$  ou  $Al_2CuMg$ . Les alliages sont constitués d'une matrice, qui correspond à une solution solide de cuivre dans l'aluminium, de précipités durcissant, mais aussi de particules intermétalliques grossières et enfin de dispersoïdes. Les propriétés en fatigue de ces alliages sont également très bonnes voire meilleures que celles des alliages de la série 7000. Cependant, la présence du cuivre est néfaste à leur tenue à la corrosion. En effet, le cuivre tend à précipiter dans les joints de grains, et rend l'alliage particulièrement sensible à la corrosion intergranulaire, à la corrosion par piqûres, et à la corrosion sous contrainte. Ces précipités de cuivre sont plus cathodiques que la matrice aluminium et ils réagissent facilement par le biais de couples galvaniques [41].

Actuellement les alliages d'aluminium ayant les meilleures caractéristiques mécaniques appartiennent à la série 7000. Les principaux éléments d'addition sont dans ce cas le zinc, le cuivre et le magnésium. Le durcissement structural dans ces alliages permet d'obtenir les propriétés mécaniques requises. La microstructure de ces alliages est caractérisée par la présence d'une grande diversité de phases : elles peuvent être stables ou métastables, elles sont susceptibles d'améliorer le comportement mécanique du matériau par durcissement structural ou au contraire d'être à l'origine d'un endommagement catastrophique. Ces alliages atteignent la résistance maximale dans l'état T6.

### 1.3.1.1) Microstructures

Le premier alliage étudié dans ce travail est l'alliage Al-2214-T6. Il a été développé pour obtenir une haute résistance et est utilisé pour des pièces forgées et extrudées. Cet alliage est disponible dans une large variété de formes de produit. Pour l'alliage 2214-T6, le durcissement est réalisé par la précipitation de phase intermétallique  $Al_2Cu$  pendant le vieillissement. On donne la composition chimique normalisée pour l'alliage 2214-T6 dans le tableau [42];

Élément		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Autres
Composition (% massique)	min	0.5	-	3.9	0.40	0.2	-	-	-	-
	max	1.20	0.30	5	1.20	0.8	0,1	0.25	0,15	0,15

Tableau 1. 2 : Composition chimique de l'alliage 2214-T6 [42]

La microstructure de cet alliage 2214-T6 est constituée de grains recristallisés et de grains non-recristallisés avec deux types de particules intermétalliques :  $Al_2Cu$  et Al (SiMnFeCu). La taille moyenne de ces particules est de 8-12 $\mu$ m [41].

Le deuxième alliage étudié est l'alliage d'aluminium 7050-T7451. L'alliage 7050 a été développé pour avoir une combinaison entre résistance élevée, bonne résistance à la corrosion et très bonne ténacité même pour des sections épaisses. Cet alliage est disponible dans des formes de tôle et plaque. L'état T7451 confère à l'alliage une meilleure résistance à la corrosion sous contrainte et une excellente résistance à la corrosion exfoliante aux niveaux de contrainte plus faibles. La composition chimique normalisée pour cet alliage est donnée dans le tableau 1. 3.

Élément		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ni	Zr	Ti
Composition (% massique)	min	-	-	2	-	1,9	-	5,7	-	0,08	-
	max	0,12	0,15	2,5	0,10	2,6	0,04	6,7	0,05	0,15	0,06

Tableau 1. 3 : Composition chimique de l’alliage 7050-T7451 [42]

La microstructure de cet alliage 7050 a été étudiée par plusieurs chercheurs, [8], [9] et [43]. Entre autres, Barter et al [44] (2002) ont montré que la microstructure de l’alliage 7050 était constituée de grains recristallisés et de grains non-recristallisés et ont détecté trois types de particules intermétalliques : des particules  $Al_7Cu_2Fe$ ,  $Mg_2Si$  et  $Al_2CuMg$ . Elles ont une taille moyenne entre 8 et 10  $\mu m$  et sont normalement situées dans les grains recristallisés.

### 1.3.1.2) Propriétés mécaniques pour les alliages des séries 2000 et 7000

Dans les tableaux 1.4 et 1.5, nous indiquons les propriétés mécaniques pour ces deux alliages. Elles sont issues des références [45] et [46] respectivement.

	Rp <sub>0.2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	Élongation [%]	Ténacité MPa√m	Densité [kg/dm <sup>3</sup> ]	Module de Young [GPa]	Coefficient de Poisson
L	≥ 455	≥ 505	≥ 10,5	40	2,80	72,8	0,33
TL	≥ 440	≥ 490	≥ 10	34			

Tableau 1. 4 : Propriétés mécaniques de l’alliage d’aluminium 2214-T6 [45]

	Rp <sub>0.2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	Élongation [%]	Ténacité MPa√m	Densité [kg/dm <sup>3</sup> ]	Module de Young [GPa]	Coefficient de Poisson
L	≥ 420	≥ 490	≥ 8	27,4	2,814	71,4	0,33
TL	≥ 420	≥ 490	≥ 5	30			
ST	≥ 399	≥ 462	≥ 3	26			

Tableau 1. 5 : Propriétés mécaniques de l’alliage d’aluminium 7050-T7451 [46]

### 1.3.2) Le comportement en fatigue pour les alliages d'aluminium – relation avec la microstructure et modèles

Pour les alliages d'aluminium, l'analyse fractographique des éprouvettes rompues par fatigue révèle dans plupart des cas, que la fissure responsable de la rupture s'est amorcée sur une inclusion ou une particule intermétallique localisée à la surface de l'éprouvette ou juste en-dessous. En observant attentivement les inclusions responsables de la rupture, il apparaît que l'amorçage commence soit par une décohésion de l'interface inclusion-matrice, soit par la fissuration des inclusions elles-mêmes. Ces particules ou inclusions se sont formées pendant le processus du recuit. Elles sont inhérentes au matériau et une large dispersion dans les durées de vie en fatigue expérimentales est généralement observée : elle est associée à ces inclusions.

Luévano et al [47] (1994) ont étudié les caractéristiques microstructurales de l'alliage 7050-T7451 au voisinage des fissures de fatigue suivant le chemin de fissuration pour déterminer quelles pouvaient être les caractéristiques qui influençaient le plus la propagation des fissures de fatigue. Ils ont montré que seules les particules intermétalliques avaient une influence sur la propagation en causant la déviation des fissures. Ils ont constaté que le chemin de fissuration était principalement transgranulaire et qu'il n'y avait aucune variation de densité de dislocations ni aucune modification des structures de précipitation dans la zone affectée par la fissuration.

Przystupa et al [43] (1997) ont développé un modèle microstructural pour la prédiction de la durée de vie en fatigue en utilisant un modèle de Monte-Carlo basé sur les distributions des tailles des défauts métallurgiques dans le cas de l'alliage 7050-T7451. Dans leur modèle, ces défauts sont considérés comme des défauts initiaux à partir desquels les fissures se propagent. Le modèle de propagation est une loi de type Paris :

$$\frac{da}{dN} = D \cdot \frac{C'}{M^n} \cdot \Delta K^m \quad \text{Equation 1. 25}$$

où  $C'$ ,  $m$  et  $n$  sont des constantes matériaux,  $D$  un coefficient correctif qui permet de prendre en compte les bifurcations de la fissure et  $M$  un facteur dépendant de la texture du matériau.

La microstructure est donc introduite dans le modèle au travers du coefficient de correction et du facteur de texture  $M$ . Dans les simulations, chacun de ces paramètres peut être modifié, ce qui permet d'obtenir une distribution du nombre de cycles à rupture. Przystupa et al ont montré que les durées de vie de fatigue prévues étaient en bon accord avec les résultats



expérimentaux et le modèle a permis d'identifier la distribution de la taille des inclusions comme la principale variable qui contrôle la comportement en fatigue pour l'alliage concerné.

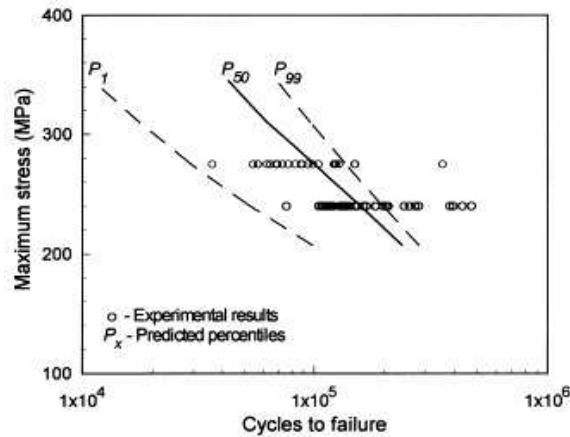


Figure 1. 25: Comparaison des courbes de fatigue obtenue par le modèle de Monte-Carlo aux résultats expérimentaux pour l'alliage 7050-T7451 [43]

Magnusen et al [8] (1997) ont également réalisé une caractérisation microstructurale détaillée pour l'alliage 7050-T7451. Ils ont identifié et classé les facteurs microstructuraux qui avaient le plus d'influence sur la durée de vie et ont proposé des modèles pour décrire quantitativement l'évolution et la propagation des fissures. Ils ont pu montrer, avec ces modèles, comment les changements des caractéristiques des matériaux pouvaient affecter la performance en fatigue.

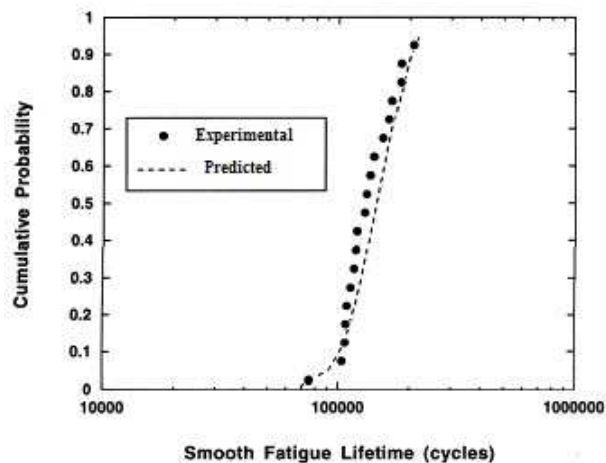


Figure 1. 26 : Comparaison entre les distributions de durée vie en fatigue expérimentale et prévue pour l'alliage d'aluminium 7050-T7451 pour une contrainte maximale de 350 MPa (R = 0,1) [8]

## 1.4) L'anodisation des alliages d'aluminium

### 1.4.1) Objectif et principe

L'aluminium et ses alliages ont la capacité de se recouvrir spontanément d'une couche d'alumine ( $Al_2O_3$ ) de quelques nanomètres d'épaisseur lorsqu'ils sont en contact avec l'oxygène de l'air. Cette couche est généralement trop fine pour leur apporter une protection efficace contre la corrosion dans un environnement sévère. Aussi, afin de favoriser la croissance de cette couche d'oxyde, une étape d'oxydation anodique usuellement appelée anodisation est mise en œuvre.

L'anodisation est un traitement électrolytique qui permet de protéger et/ou de colorer une pièce en métal par oxydation anodique. Elle octroie aux matériaux une meilleure résistance à l'usure, à la corrosion et à la chaleur. L'anodisation des alliages d'aluminium est essentiellement basée sur la propriété suivante : l'aluminium (et ses alliages), lorsqu'il est placé à l'anode d'une cuve d'électrolyse (figure 1. 27) contenant un acide dilué, réagit avec l'électrolyte pour former à la surface du métal une couche d'oxyde. Les conditions électrochimiques dans le bain sont soigneusement ajustées pour que des pores de forme et de taille (de plusieurs nanomètres de large) uniformes, apparaissent dans la couche d'oxyde. Ces pores permettent à la couche d'oxyde de devenir beaucoup plus épaisse que ne le permettrait les conditions de passivation naturelles.

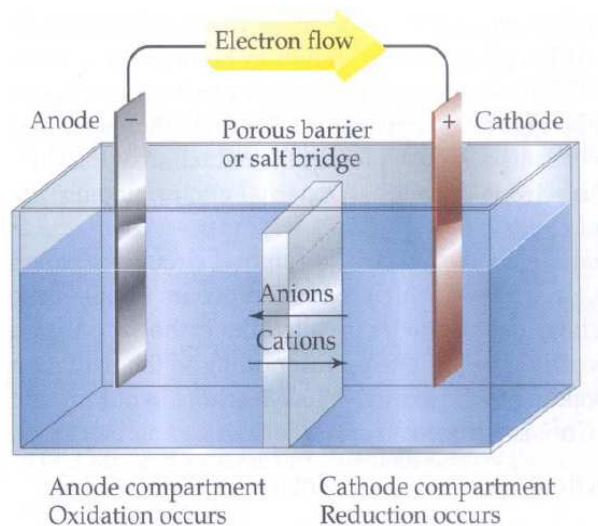
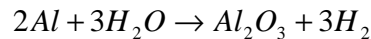
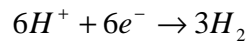
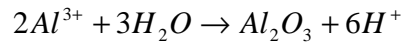
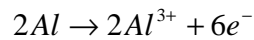


Figure 1. 27 : Représentation schématique du processus d'anodisation [48]

La réaction globale d'oxydation anodique de l'aluminium en milieu acide est la suivante :



Equation 1. 26

La classification des types d'anodisation est faite selon l'électrolyte acide utilisé. Divers acides ont été utilisés pour produire des couches anodiques, mais les plus couramment utilisés dans l'industrie sont l'acide chromique ( $CrO_3$ ) et l'acide sulfurique ( $H_2SO_4$ ) [48]. Ces deux procédés d'anodisation, « chromique » et « sulfurique », sont normalisés. S'il n'y a qu'une seule façon de procéder avec le premier, il en existe deux pour le second : soit à température ambiante (anodisation sulfurique conventionnelle), soit à basse température (anodisation dure).

Quel que soit le procédé, le résultat de ce traitement (sa tenue dans le temps, ses performances) dépend de la qualité de préparation des surfaces.

#### 1.4.2) Préparation de surface

Avant l'anodisation, les surfaces des pièces à traiter ont subi une série de prétraitements comme le dégraissage et le décapage. L'objectif de ces traitements préalables est de produire une surface chimiquement propre, prête à être anodisée.

##### 1.4.2.1) Dégraissage

Parce que la qualité d'un traitement de surface, quel qu'il soit, dépend des caractéristiques physico-chimiques de la surface sur laquelle il sera réalisé, le dégraissage est une opération importante dans le procédé d'anodisation. Avant de subir un traitement de surface, un matériau métallique est généralement oxydé et/ou couvert d'huiles ou de graisses. Il faut donc procéder à un nettoyage préalable, au sens large du terme, afin de passer d'une surface souillée, et généralement hydrophobe, à une surface physiquement et chimiquement propre, apte à subir convenablement le traitement de surface proprement dit. En ce qui concerne l'aluminium et ses alliages, deux types de dégraissage sont principalement utilisés :

- le dégraissage aux solvants ;
- le dégraissage en milieu aqueux.

### 1.4.2.2) Décapage

Le décapage est probablement l'une des opérations de traitement de surface parmi les plus connues et les plus utilisées pour se débarrasser d'une couche superficielle (développée volontairement ou non) sur la surface d'une pièce. En ce qui concerne les alliages d'aluminium, les bains de décapage peuvent être classés en deux grandes catégories :

- le décapage alcalin ;
- le décapage acide.

### 1.4.2.3) Colmatage

La couche anodique, formée sur les pièces en alliage d'aluminium après anodisation, est connue pour avoir une structure duplex [49]: une couche extérieure poreuse épaisse séparée du métal par une couche non-poreuse mince appelée aussi couche barrière (figure 1. 28). En raison de leur structure poreuse, les couches anodiques sont sensibles aux environnements agressifs. Afin d'augmenter la résistance à la corrosion du revêtement anodique, un traitement de colmatage est réalisé. Il consiste à immerger le matériau dans une solution aqueuse contenant certains additifs pendant une durée fixe. Généralement, le colmatage est effectué dans l'eau bouillante, l'acétate de nickel ou des solutions de dichromates [50]. La réaction de base du colmatage hydrothermique peut s'écrire de la façon suivante;

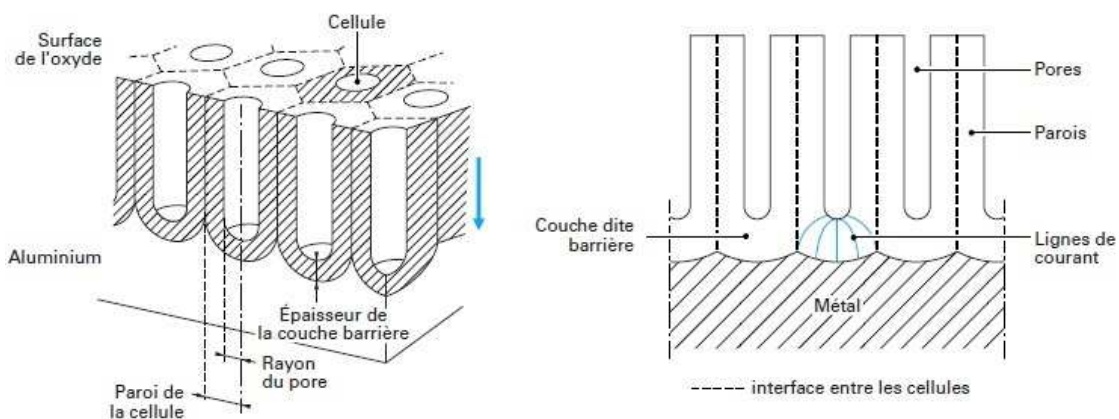
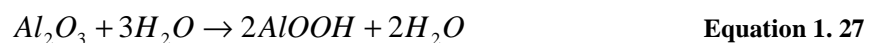


Figure 1. 28 : Couche poreuse non colmatée [51]

### 1.4.3) Morphologies de la couche anodique

De nombreux travaux ont été réalisés pour étudier la morphologie de la couche anodique et les effets des différents types de colmatage sur cette morphologie pour les alliages d'aluminium [52-57].

Keller et al [52] (1953) ont ainsi montré que la couche anodique poreuse est caractérisée par une structure cellulaire hexagonale.

De leur côté, Wada et al [53] (1986) ont comparé la microstructure des couches anodiques obtenues par traitement dans des solutions acides phosphorique et sulfurique. L'examen au microscope électronique à transmission (MET) leur a permis de constater une structure multicouche dans le cas de l'anodisation sulfurique ainsi que des changements de microstructure selon les conditions d'anodisation.

Thomson et al [54] (1999) ont étudié l'influence de l'addition d'acide borique  $H_3BO_3$  à l'acide sulfurique  $H_2SO_4$  pour l'anodisation des alliages 2024-T3 et 7075-T6. Ils ont montré que les prétraitements des surfaces avaient des effets notables sur le développement de la couche anodique. Les surfaces obtenues par polissage électrolytique étaient principalement lisses avec quelques vides et quelques particules intermétalliques tandis que celles obtenues après un décapage au dichromate de sodium présentaient beaucoup plus d'irrégularités avec en particulier des défauts à la limite d'être considérés comme des fissures. Les surfaces obtenues après décapage alcalin étaient généralement irrégulières avec des vides et des cavités. La figure 1. 29 illustre ces trois types de surfaces.

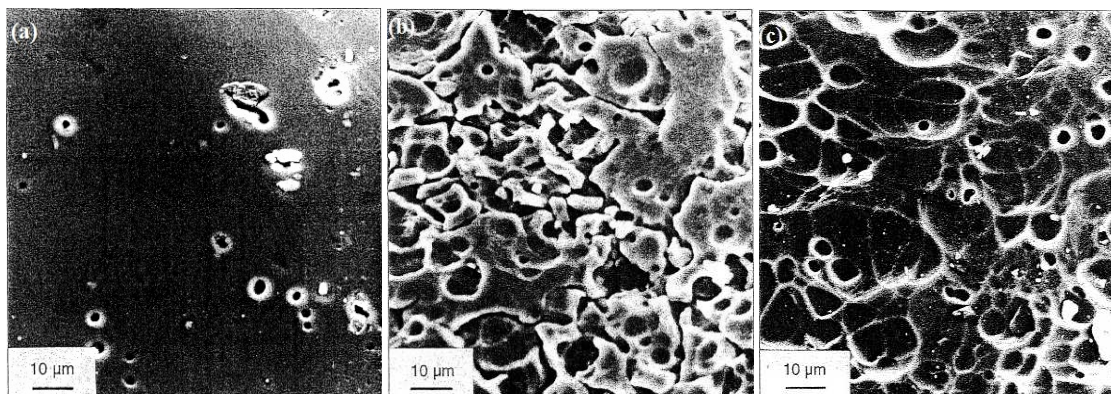


Figure 1. 29: Images MEB de la surface de l'alliage 7075 préparée par polissage électrolytique, décapage dans une solution de dichromate sodium (b), et par décapage alcalin (c) [54]

Dans une étude récente, Snogan et al [55] (2002) ont montré que la morphologie de la couche anodique dépendait de la nature du substrat et des particules intermétalliques présentes en surface. Ils ont observé des couches anodiques formées sur des alliages 7050-T74 et 2214-T6 par anodisation en bain d'acide sulfurique. Ils ont constaté que pour l'alliage 7050, la surface présentait une structure lisse et homogène, contrairement à l'alliage 2214, pour lequel la couche avait une structure fortement poreuse et désorganisée (figure 1. 30). Pour l'alliage 2214, ils ont observé des cavités d'environ 20 $\mu\text{m}$  à la surface des éprouvettes. Ils en ont conclu que pendant l'anodisation, les particules riches en cuivre  $\text{Al}_2\text{Cu}$  se sont dissoutes plus rapidement que la matrice et ont produit des couches hétérogènes. Tandis que pour l'alliage 7050, la faible réactivité des particules intermétalliques présentes dans l'alliage a favorisé l'obtention d'une couche homogène.

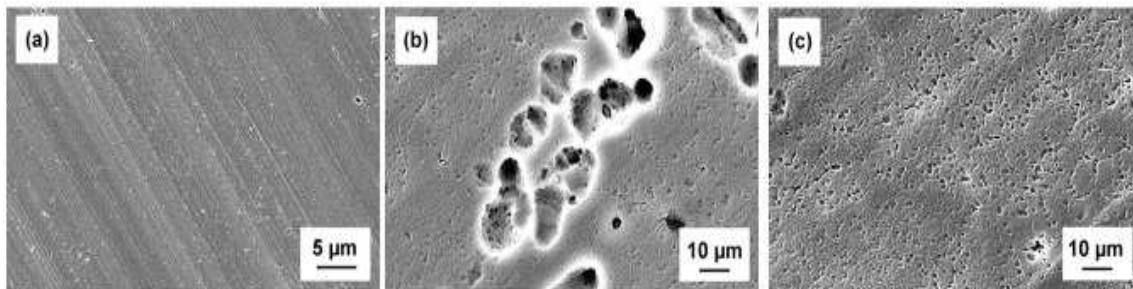


Figure 1. 30 : Micrographies MEB de la couche anodique pour les alliages 7050 (a) et 2214 (b, c) anodisés en milieu acide sulfurique [55]

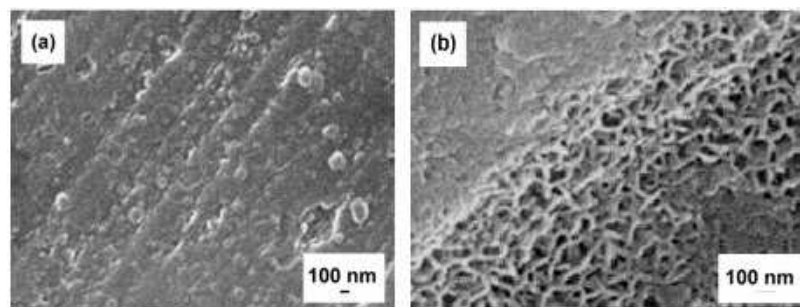
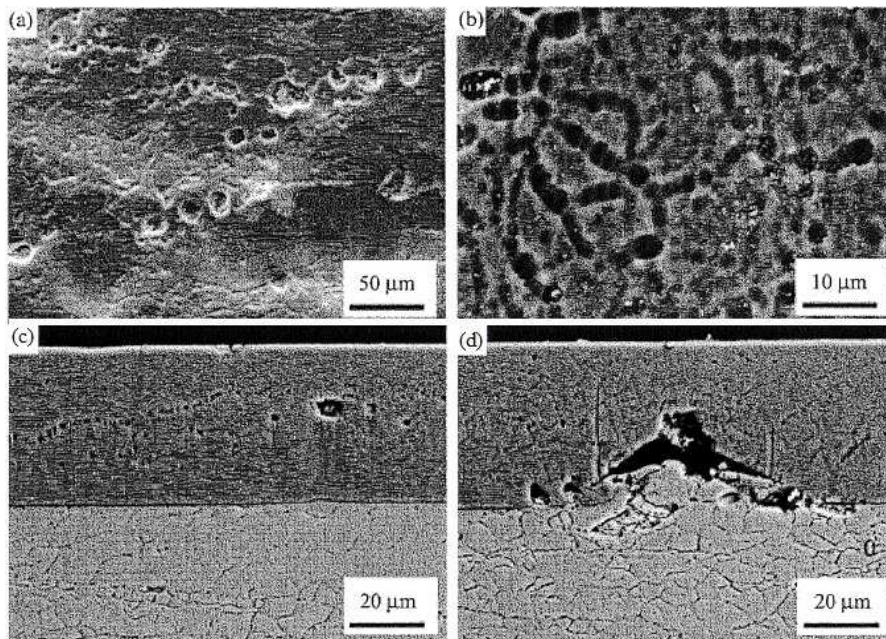


Figure 1. 31 : Micrographes MEB de la couche anodique pour les alliages 7050 (a) et 2214 (b) anodisés puis colmatés [55]

Liu (J.H.) et al [56] (2009) ont étudié, pour l'alliage 7050-T7451, l'effet de la microstructure sur la couche d'oxyde formée en milieu acide sulfurique. Les micrographies de la surface et de sections droites ont montré que la microstructure du substrat semblait préservée. Ils ont observé de grandes cavités dans la couche anodique qui ont été causées par la dissolution des particules  $Al_2CuMg$  grossières et l'enrichissement de l'électrolyte en particules riches en cuivre durant la phase d'anodisation. Ils ont aussi noté des petits pores dans la couche anodique qui se seraient créés par la dissolution des précipités dans les joints et sous-joints de grains.



**Figure 1. 32 : Micrographies MEB de la couche anodique pour l'alliage 7050-T7451 (a) vue générale (b) porosités aux joint des sous-grains (c) petite cavité dans la couche (d) large cavité à l'interface [56]**

De leur côté, Liu (W.) et al [57] (2009) ont observé en microscopie électronique à balayage la morphologie de la couche anodique colmatée (surface et section droite) formée sur l'alliage 2024 (Figure 1.33). Ils ont remarqué des fissures à la surface et dans l'épaisseur de la couche colmatée dans de l'eau bouillante ou dans un bain fluoridrique de nickel ( $NiF_2$ ). Par contre, ils n'ont observé aucune fissure pour la couche colmatée dans un bain de bichromate de potassium  $K_2Cr_2O_7$ .

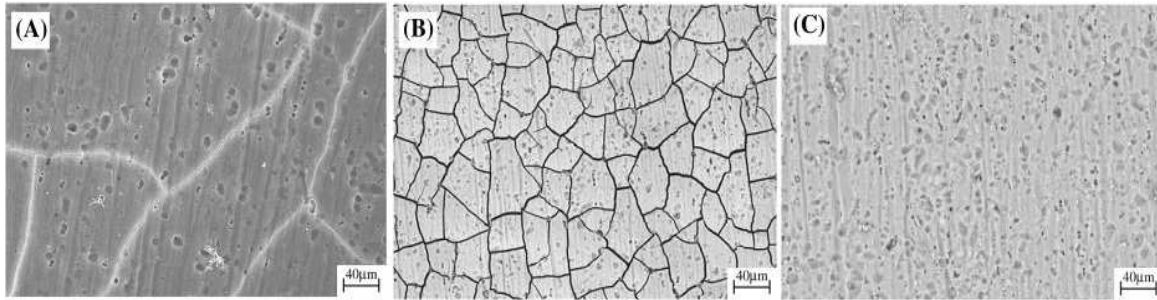


Figure 1. 33 : Observation de la couche anodique colmatée dans différents bains, eau bouillante (a), bain fluoridrique de nickel (b) et bain de bichromate de potassium (c) [57]

Ce façonnage de la couche durant le colmatage est le plus souvent mis sur le compte de la différence entre les propriétés physiques et mécaniques du substrat et de la couche d'oxyde, notamment la différence entre les coefficients de dilatation et les modules d'élasticité.

#### 1.4.4) Propriétés mécaniques des couches anodiques

##### 1.4.4.1) Module d'élasticité et dureté

Depuis les premières études de Hockenbull et al [58] (1976), de très nombreuses études ont été effectuées pour caractériser les propriétés mécaniques, comme le module d'Young, la résistance à la rupture, la dureté, ..., afin de les corréliser au type d'anodisation et aux conditions de traitement.

Shimpo et al [59] (2003) ont mesuré le module d'Young et la résistance à la rupture de la couche anodique formée dans des bains d'acide chromique, oxalique et sulfurique. Ils ont montré que la forme de la courbe contrainte-déformation variait selon le type de bain utilisé. Ils ont aussi examiné l'effet de l'épaisseur de la couche anodique sur le module d'Young dans le cas de l'anodisation sulfurique. Les résultats de leur étude sont indiqués dans les [tableau 1. 6](#) et [1.7](#).

Bain d'anodisation (Acide)	$R_m$ (MPa)	Module de Young (GPa)
Oxalique	216	36
Sulfurique	182	28
Chromique	147	15

Tableau 1. 6 : Résistance à la traction  $R_m$  et module de Young de la couche anodique formé dans différent bains sur des éprouvettes d'aluminium [59]



Épaisseur de la couche anodique ( $\mu\text{m}$ )	$R_m$ (MPa)	Module de Young (GPa)
17	228	35
35	182	28
70	108	20

**Tableau 1. 7 : Résistance à la traction ‘ $R_m$ ’ et module de Young de la couche anodique avec différent épaisseur formé dans bain d’acide sulfurique [59]**

Ko et al [60] (2006) ont mesuré les propriétés mécaniques d’une couche anodique formée sur un alliage d’aluminium par la technique de la nano-indentation et ils ont déterminé un module d’élasticité à 146.9GPa tandis que la valeur de dureté du métal de base était de 12.9GPa.

Aerts et al [61] (2007) ont examiné l’effet de la température d’anodisation sur les propriétés mécaniques de la couche anodique formée et ont montré que la micro-dureté de la couche diminuait lorsque la température d’anodisation augmentait.

#### **1.4.5) Influence de l’anodisation sur la tenue en fatigue**

Les avantages de l’anodisation des alliages d’aluminium pour améliorer leur tenue à la corrosion sont très largement reconnus dans l’industrie aéronautique. Cependant cette amélioration s’obtient au détriment de la tenue en fatigue, en facilitant notamment l’amorçage des fissures. Cela s’explique par la dégradation de la surface et par les caractéristiques de la couche d’oxyde, poreuse, dure et fragile, qui craque facilement quand elle est déformée, facilitant la multi- fissuration.

Comme nous l’avons précisé, il existe trois procédés industriels, liés à la nature du bain électrolytique. Ces traitements sont fortement contraints par des exigences environnementales extrêmement sévères et le procédé OAC est appelé à disparaître en raison de la très grande toxicité des produits employés : l’acide chromique ou chrome VI. Mais les industriels s’emploient activement à développer des solutions de substitution et de ce point de vue, l’OAS semble être un bon traitement de substitution.

Passons en revue certains des résultats obtenus par les chercheurs qui se sont intéressés à cette influence.

Merati et al [62] (2007) ont, pour leur part, observé plusieurs sites d’amorçage sur les faciès de rupture d’éprouvettes anodisées (figure 1. 34).

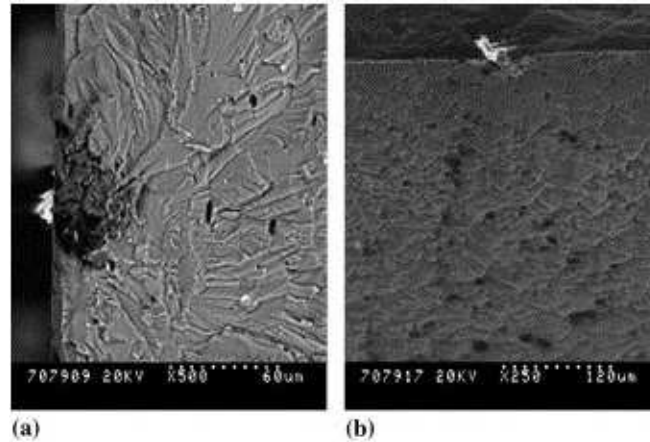


Figure 1. 34 : Faciès de rupture d’une éprouvette en alliage 7075-T6 anodisée (a) observation du site de nucléation en mode BSE, (b) vue à 30° de la zone de nucléation montrant la couche anodique [77]

Tu et al [63] (1990) ont examiné l’effet de l’anodisation sur le comportement de fatigue - corrosion de l’alliage 2024-T3 en faisant des essais de fatigue uniaxiale. Ils ont constaté une diminution considérable de la résistance à la fatigue.

Kallenborn et Emmons [64] ont étudié la tenue en fatigue des alliages 2024, 6061 et 7075 anodisés en bain chromique et sulfurique. Ils ont constaté que la limite d’endurance dans le cas de l’anodisation sulfurique pouvait être égale voir supérieure à celle obtenue pour l’anodisation chromique à condition que l’épaisseur de la couche anodique soit inférieure à 5,8µm (0,2mils) (figure 1. 35).

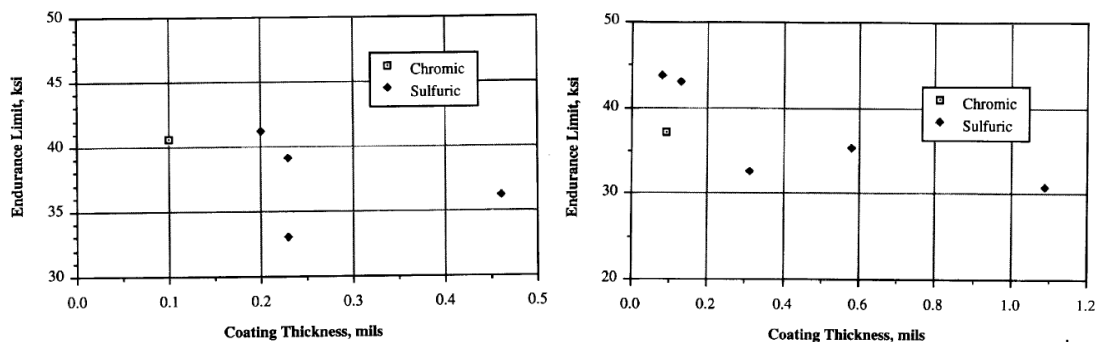


Figure 1. 35 : Limite d’endurance en fonction de l’épaisseur de la couche anodique pour les alliages 2024(a) et 7075 (b) anodisés dans un bain d’acide chromique et sulfurique [64]

Shiozawa et al [65] (2001) ont étudié l'effet de l'anodisation sur la tenue en fatigue de l'alliage 2014-T6 (Figure 1.36). Les essais ont été réalisés en traction cyclique sous le rapport de contrainte  $R=0,01$  et en flexion rotative ( $R=-1$ ). L'épaisseur de la couche anodique était de 3 microns. Ils ont noté une diminution de 20 à 30 % de la résistance à la fatigue de l'alliage 2014-T6 anodisé pour les essais en traction. Par contre, ils n'ont constaté aucune diminution de la tenue en fatigue pour la flexion rotative. Ils ont observé que la couche anodique s'était fissurée dès le début des essais de fatigue. Ils ont attribué cela à la grande fragilité de la couche, comparativement au substrat. Ils ont conclu que la résistance à la fatigue de l'alliage d'aluminium 2014-T6 anodisé était contrôlée par l'amorçage des fissures dans le substrat, amorçage induit par la rupture de la couche d'oxyde, qui n'a pu s'adapter à la déformation du substrat pendant les essais de fatigue.

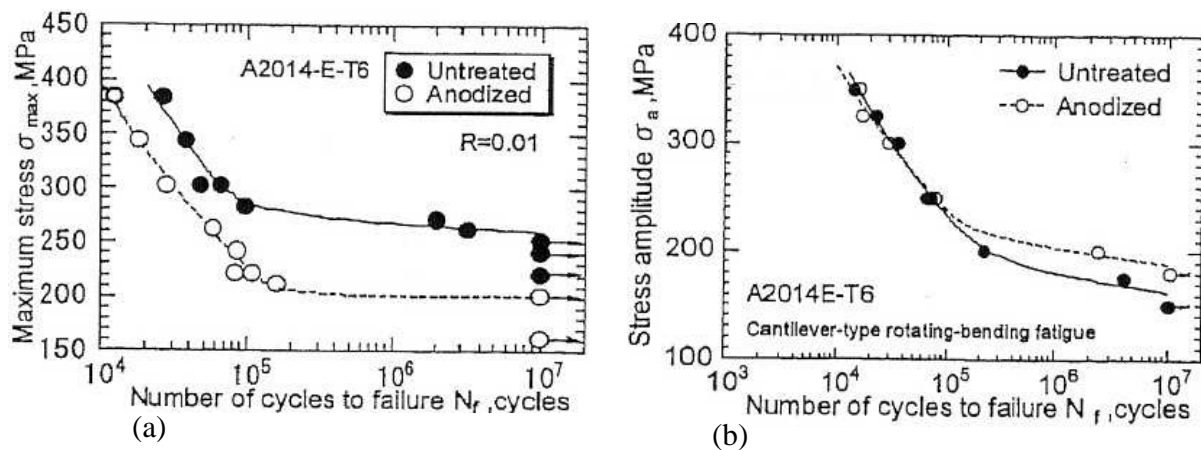


Figure 1. 36 : Courbes de fatigue en traction ondulée (a) et en flexion rotative (b) pour l'alliage 2014-T6 – Influence de l'anodisation [65]

Velterop [66] (2003) a examiné l'applicabilité de l'anodisation en bain d'acide sulfophosphorique (OSP) qui s'est avéré être une alternative possible à l'anodisation chromique (OAC) pour les alliages des séries 2000 et 7000, en particulier au cas de l'alliage 7075-T6. Il a constaté que le comportement en fatigue était le même pour les deux traitements OSP (PSA sur le graphe de la figure 1. 37) et OAC (CAA sur le graphe). Cependant, la résistance à la corrosion de la couche anodique OSP s'est avérée inférieure à celle de la couche OAC.

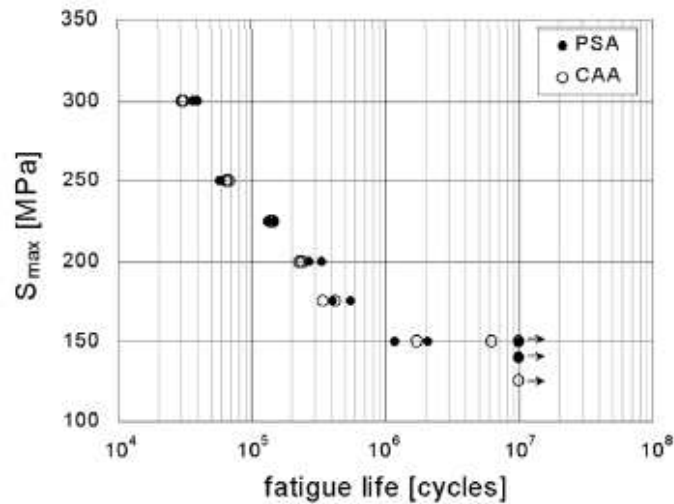


Figure 1. 37 : Courbes de fatigue pour l'OAC et l'OSP pour l'alliage d'aluminium 7075-T6 (  $R = 0.1$  et  $K_t = 1.06$ ) [66]

Crawford et al [67] (2004) ont réalisé des essais de fatigue sur l'alliage 7010-T7651 anodisé et pré-corrodé ; les essais ont été réalisés sous le rapport de contrainte  $R_o$  0,1. Ils ont constaté une faible différence entre les limites d'endurance pour les états non-anodisé et anodisé. Par contre, la différence était plus importante lorsque les éprouvettes étaient pré-corrodées. La corrosion altère la tenue en fatigue quel que soit le niveau de contrainte ; la limite d'endurance chute de 270MPa à 160MPa (figure 1. 38 ).

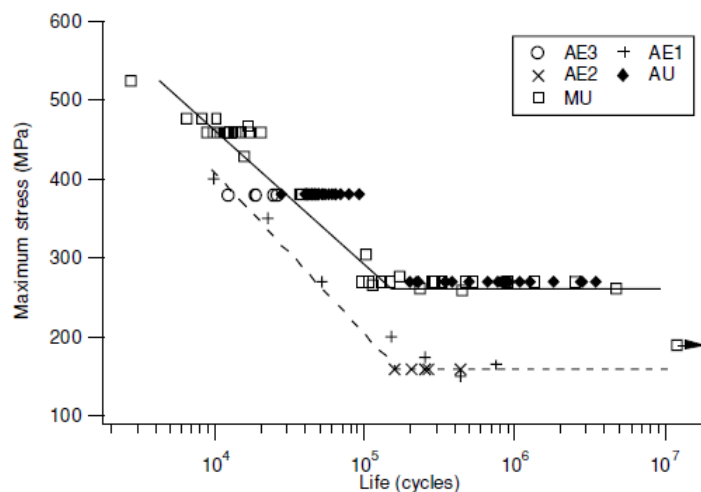


Figure 1. 38 : Résultats d'essais de fatigue pour les états usiné (MU), anodisé (AU) et anodisé puis corrodé (AE) pour l'alliage 7010 [67]

Rateick et al [68] (2005) ont réalisé des essais de fatigue sur les alliages d'aluminium 2219 et 2024 anodisés en bain d'acide sulfurique. Ils ont trouvé un abattement de la résistance à la fatigue de 41% et 29% pour les fortes sections. Tandis que l'abattement n'a été que de 3% et 12% respectivement pour les faibles sections. Les observations qu'ils ont fait des surfaces leur ont permis de déceler des cavités dans le cas des fortes sections, cavités qui se sont formées suite à la dissolution des particules riches en Cu pendant l'anodisation. Par contre, pour les faibles sections, ils n'ont décelé aucune cavité. Ils en ont conclu que les cavités étaient responsables de l'abattement plus important pour les fortes sections.

Augros et al [69] (2006) ont réalisé des essais de fatigue sur des éprouvettes cylindriques et ont comparé les limites d'endurance des alliages 2214 et 7050 anodisés en bain d'acide chromique, sulfurique et sulfuro-citrique (OASC). Les résultats de leur étude sont présentés dans le [tableau 1. 8](#). Pour chaque alliage, l'anodisation en bain sulfuro-citrique a permis de faire remonter la limite d'endurance et de se rapprocher des limites d'endurance obtenues pour l'OAC.

Alliages	Procédé d'anodisation	Epaisseur de la couche (µm)	Limite d'endurance à 10 <sup>7</sup> cycles (MPa)
2214	-	0	275
	OAC	2	268
	OAS	5-6	246
	OASC	5-6	258
7050	-	0	300
	OAC	1-3	170
	OASC	10-12	190

**Tableau 1. 8 : Limite d'endurance pour les alliages 2214 et 7050 anodisés dans différents bains d'acide [69]**

Sadeler [70] (2006) a examiné l'effet de l'anodisation dure sur la tenue en fatigue de l'alliage 2014-T6 : l'épaisseur de la couche était de 10  $\mu\text{m}$ . Les résultats ont montré que dans le domaine des fortes contraintes, la durée de vie en fatigue diminuait par rapport à l'état T6 et que, par contre, pour les faibles contraintes, elle s'était plutôt améliorée (figure 1.39).

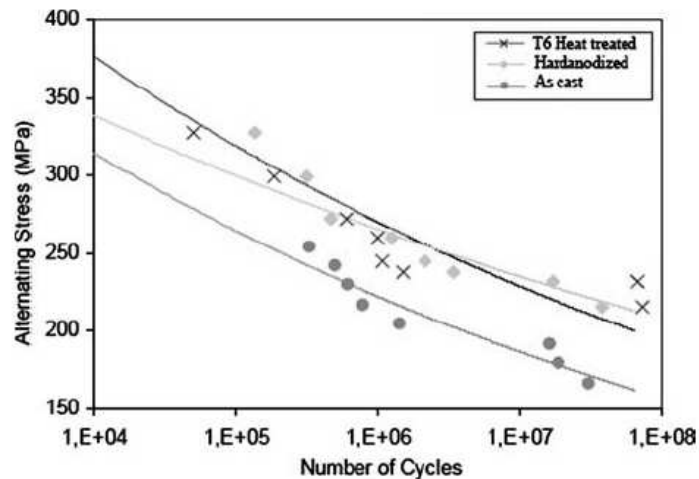


Figure 1.39 : Courbe de fatigue pour l'alliage 2014 sans traitement, traité T6, traité T6 puis anodisé dur [70]

Il a également examiné les faciès de rupture de plusieurs éprouvettes testées au MEB afin de comprendre les mécanismes d'amorçage des fissures pour les différents états. Il a remarqué que, dans le cas des éprouvettes anodisées (figure 1.40), les fissures de fatigue s'étaient amorcées dans la couche anodique pour les fortes contraintes et, au contraire, au niveau de l'interface pour les plus faibles contraintes.

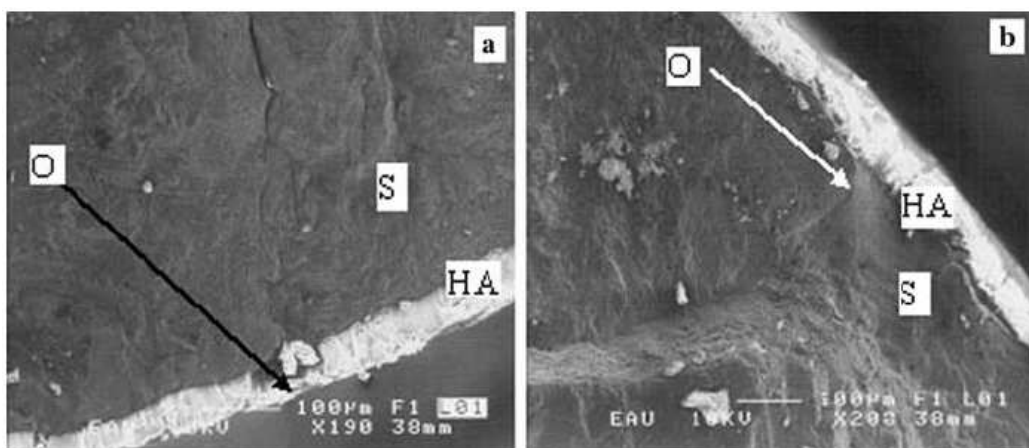


Figure 1.40 : Images MEB des faciès de rupture pour deux éprouvettes en alliage 2014-T6 anodisé dur; (a) amorçage dans la couche pour les forts niveaux de contraintes (b) amorçage à l'interface couche-substrat [70]

### 1.4.5.1) Effet de l'épaisseur de la couche anodique

Rateick et al [71] (1996) ont étudié l'effet de l'épaisseur de la couche d'oxyde formée par anodisation dure sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium 6061. Ils ont réalisé des essais en flexion rotative et en traction cyclique sous le rapport de contrainte  $R_\sigma$  0,1. Ils ont constaté que l'abatement de la tenue en fatigue était plus important dans le cas de l'épaisseur de couche la plus importante (repérée HC5 - épaisseur de couche de 5 microns) (figure 1. 41).

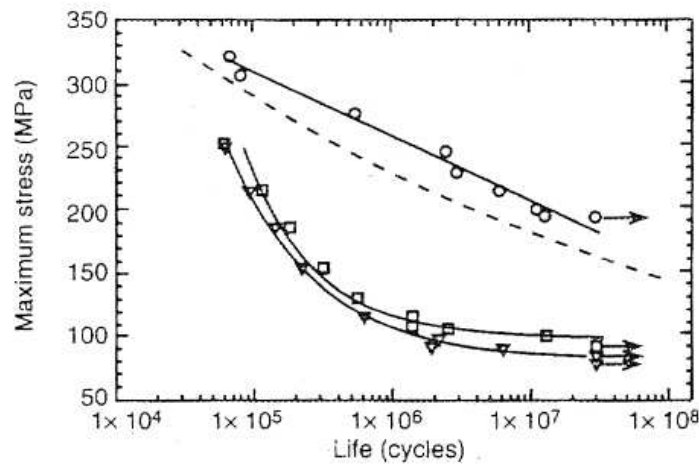


Figure 1. 41 : Résultats des essais de fatigue en traction cyclique ( $R = 0.1$ ) pour l'alliage 6061-T651 non-anodisé et anodisé dur. (○) non-anodisé; (□) épaisseur de couche 3  $\mu\text{m}$ ; (▼) épaisseur de couche 5  $\mu\text{m}$  [71]

Les résultats qu'ils ont obtenus pour les essais de fatigue en flexion-rotative dans les différents états sont présentés sur la figure 1. 42. Si l'abatement de la tenue en fatigue est toujours aussi important, ils n'ont pas observé d'influence notable de l'épaisseur de la couche.

Ils en concluent que l'influence de l'épaisseur de la couche d'oxyde est liée à la présence d'un gradient de contrainte.

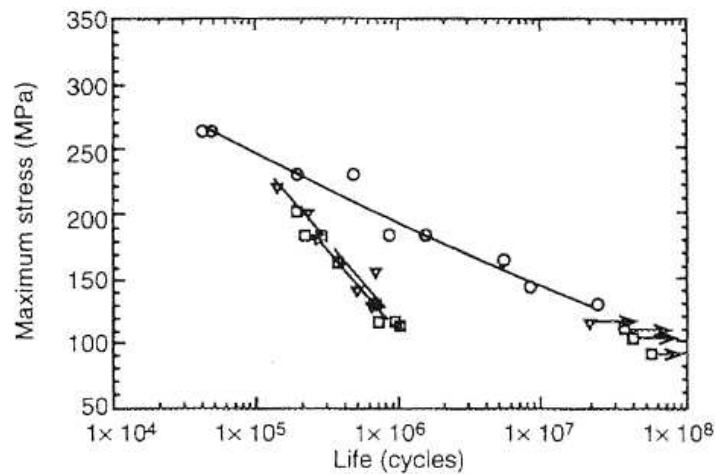


Figure 1. 42 : Résultats des essais de fatigue en flexion rotative ( $R = -1$ ) pour l'alliage 6061-T651 anodisé et anodisé dur. (○) non-anodisé; (□) épaisseur de couche 3  $\mu\text{m}$ ; (▼) épaisseur de couche 5  $\mu\text{m}$

Cirik et Genel [72] (2008) ont mis en évidence l'effet de l'épaisseur de la couche d'oxyde dans le cas de l'alliage d'aluminium 7075-T6. Pour cela, ils ont réalisé des essais en flexion rotative sur des éprouvettes non-pré-corrodées et pré-corrodées. La tenue en fatigue est nettement affectée et cette diminution de la résistance à la fatigue augmente avec l'épaisseur de la couche d'oxyde : elle atteint approximativement 40 % pour la couche de 23  $\mu\text{m}$  d'épaisseur (figure 1. 43). Mais en contrepartie, ils ont aussi remarqué que la résistance à la corrosion était supérieure pour la couche la plus épaisse.

En outre, des observations au MEB leur ont permis de mettre en évidence que l'interface couche-substrat était plus rugueuse quand l'épaisseur de couche augmentait. Ils ont observé un certain nombre d'irrégularités à la périphérie des éprouvettes et ils ont remarqué que ces irrégularités étaient plus importantes avec l'épaisseur de la couche. Ces irrégularités sont le résultat de la dissolution préférentielle de particules de grande taille et connectées entre elles pendant l'anodisation. En plus de ces irrégularités, la couche de 23 $\mu\text{m}$  d'épaisseur contenait de longues fissures radiales (figure 1. 44) tandis qu'aucune fissure n'a été détectée dans les couches minces.



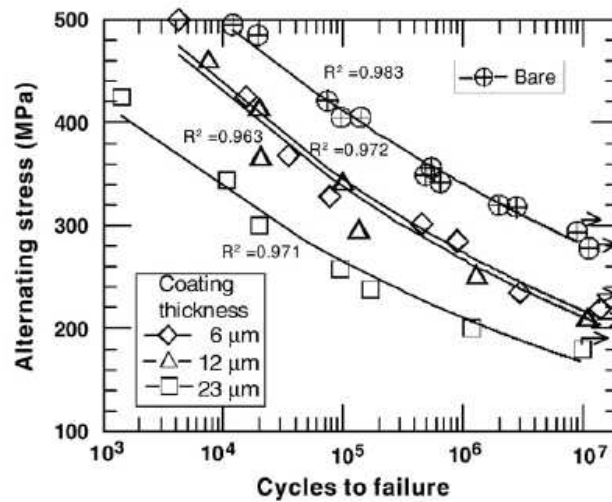


Figure 1. 43 : Courbes de fatigue en flexion rotative pour l'alliage 7075-T651 influence de l'épaisseur de la couche d'oxyde [72]

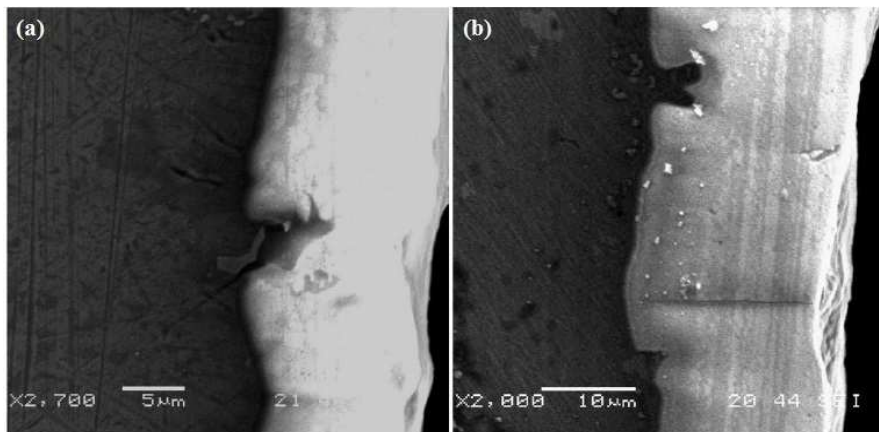


Figure 1. 44 : Micrographies MEB de la couche anodique pour l'alliage 7075-T6 – épaisseur de la couche d'oxyde (a) 12μm (b) 23μm [72]

L'épaisseur de la couche dépend fortement du mode opératoire. Cependant, il semblerait que la rugosité de la surface traitée soit également une source d'influence. Ainsi, Wielage et al [73] (2007) ont étudié l'effet de la rugosité du substrat sur la morphologie de la couche anodique pour l'alliage 6082-T6 et ont observé que l'épaisseur de la couche augmentait lorsque la rugosité de surface initiale du substrat diminuait.

### 1.4.5.2) Effet des contraintes résiduelles

Lonyuk et al [74] (2007) ont étudié l'influence de l'anodisation dure et assistée par plasma sur les performances en fatigue de l'alliage d'aluminium 7475-T6. Les essais ont été réalisés en traction cyclique sous un rapport de contrainte  $R_\sigma$  0,1. Ils ont trouvé que l'anodisation dure entraînait un abattement considérable comparativement à l'anodisation assistée par plasma et ce pour les deux épaisseurs de couche d'oxyde formée (32-35 microns et 60-65 microns) (figure 1. 45). Ils ont expliqué cet abattement par la fragilité de la couche d'oxyde ainsi que par la présence de microfissures dans cette couche qui se seraient développées lors du retour depuis la température d'anodisation à la température ambiante du fait de la différence importante entre les coefficients de dilatation de la couche et du substrat. Ils ont également attribué la meilleure performance de l'anodisation assistée par plasma aux contraintes résiduelles de compression qui se seraient développées dans la couche d'oxyde. Au passage, remarquons l'effet de l'épaisseur de la couche sur la tenue en fatigue. Ces résultats sont identiques à ceux que nous avons présentés dans le paragraphe précédent.

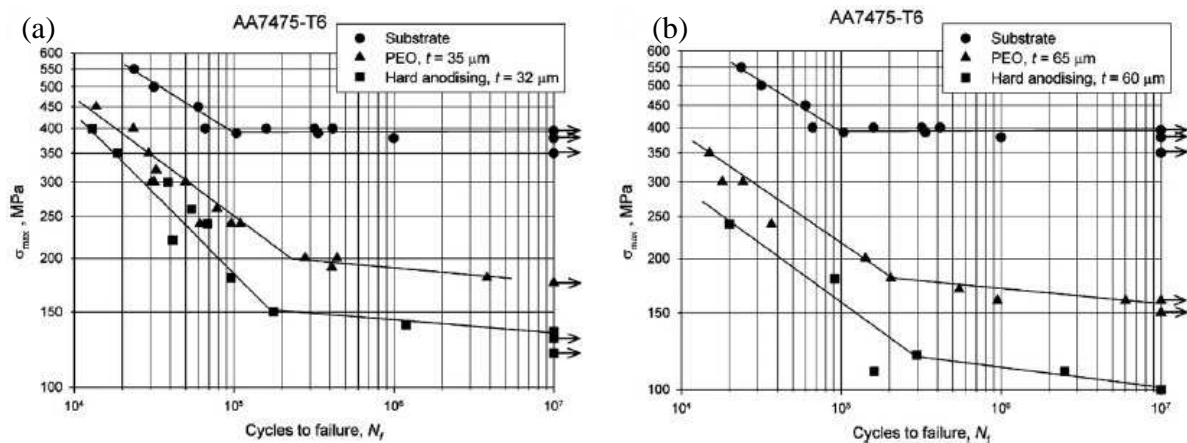


Figure 1. 45 : Résultats des essais de fatigue pour l'alliage 7075-T6 après anodisation dure et assistée par plasma pour deux épaisseurs de couche (a) 32-35  $\mu\text{m}$  et (b) 60-65  $\mu\text{m}$  [74]

Camargo et al [75] (2007) ont réalisé des essais de fatigue sous deux rapports de charge ( $R_\sigma$  0,1 et -1) sur l'alliage 7050-T75451 ayant subi différents traitements dont une anodisation en milieu acide chromique ou sulfurique et une anodisation dure. Ils ont constaté que l'anodisation dure entraînait une réduction de la tenue en fatigue beaucoup plus importante comparativement aux deux autres types d'anodisation (figure 1. 46). Ils ont mis cette réduction sur le compte des contraintes résiduelles de traction générées durant le processus d'anodisation, contraintes dont nous avons retranscrit les valeurs graphiquement (figure 1. 47). Remarquons que ces dernières sont de traction, sauf pour l'anodisation chromique, sur des épaisseurs qui vont bien au-delà de l'épaisseur de la couche.

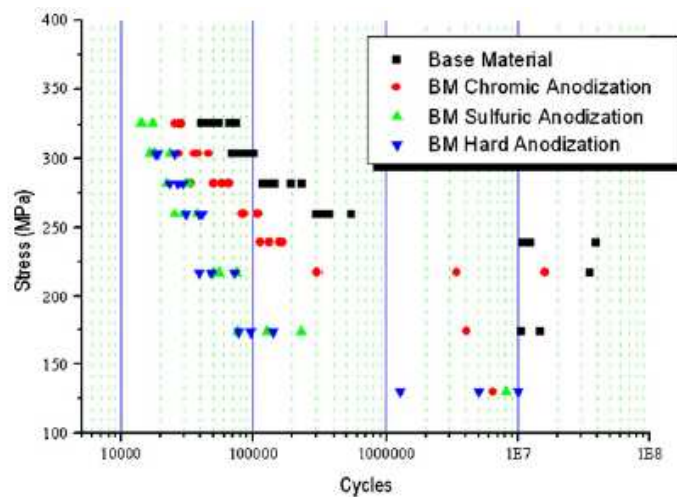


Figure 1. 46 : Courbes de fatigue de l'alliage 7050-T651 pour les trois types d'anodisation [75]

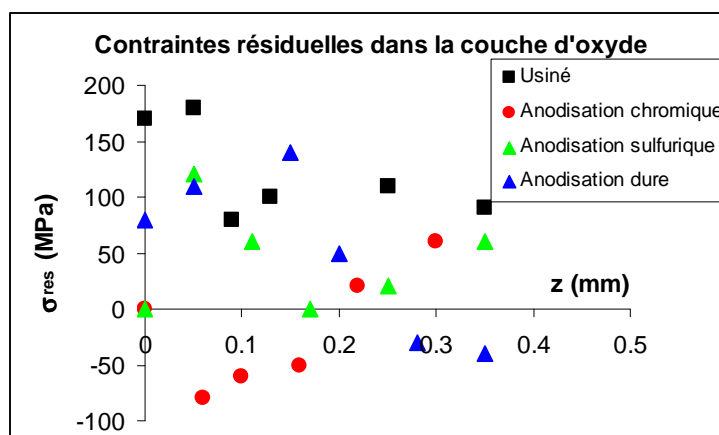


Figure 1. 47 : Contraintes résiduelles mesurées par diffraction des rayons X pour l'état usiné et les trois types d'anodisation pour l'alliage 7050-T651 [75]

### **1.4.5.3) Effet de la couche anodique sur la propagation de fissure de fatigue**

La durée de vie en fatigue est essentiellement divisée dans deux stades : l'amorçage de fissures et la propagation de ces fissures. Comme la couche anodique est significativement mince comparée à la section totale de l'éprouvette, on ne s'attendrait pas à un effet prononcé de la couche anodique sur le comportement en propagation des fissures de fatigue et donc sur la durée de propagation de ces fissures. D'autre part, l'amorçage est sensible à l'état de la surface. On s'attendrait donc à ce que la couche anodique influence principalement la durée de vie à l'amorçage. Cependant certaines études ont montré que la couche anodique pouvait aussi influencer la propagation de fissure de fatigue.

Cree et Weidmann [76] (1995) et [77] (1997) ont étudié la propagation de fissure pour l'alliage d'aluminium 2014 traité par anodisation sulfo-borique. Ils ont constaté une vitesse de fissuration plus élevée dans le cas des éprouvettes anodisées comparativement à celle observée pour le métal de base (figure 1. 48). Ils en ont conclu que l'abatement de la tenue en fatigue des éprouvettes anodisées n'était pas seulement due à la fragilité de la couche, facilitant l'amorçage des fissures, mais également à l'influence de cette couche sur la vitesse de propagation des fissures dans le substrat. Ils ont expliqué cela par une augmentation de la variation effective du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K_{eff}$  liée à la diminution de la force d'ouverture, qu'ils ont mesurée à 530 N pour l'état usiné et à 450 N pour l'état anodisé, soit une diminution de 15%. Cree et Weidman ont suggéré que cette diminution de la force d'ouverture puisse être liée aux contraintes résiduelles de traction dans la couche d'oxyde, compensées par des contraintes résiduelles de compression dans le substrat au niveau de l'interface couche-substrat, entraînant une diminution importante de l'étendue de la zone plastique induite par l'avancée de la fissure.

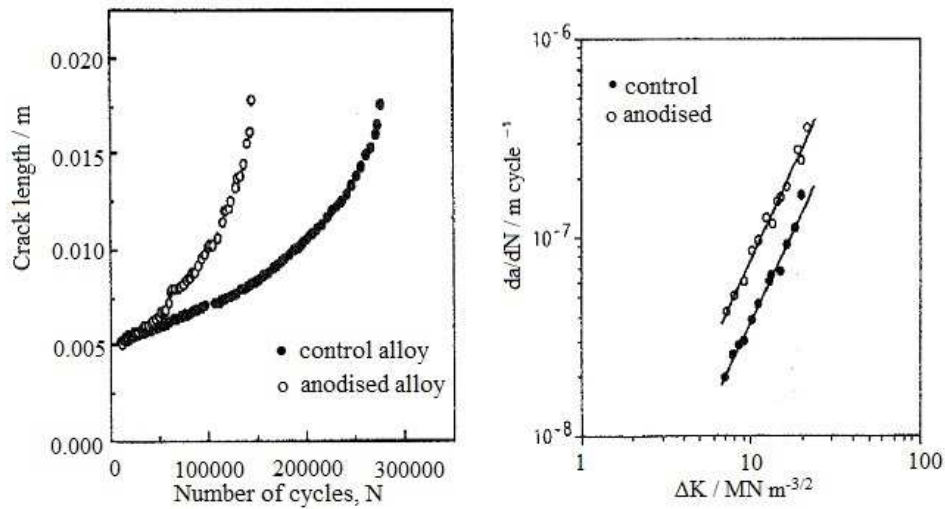


Figure 1. 48 : Caractérisation de la vitesse de propagation des fissures pour l'alliage 2014 pour les états non-anodisé et anodisé [77]

Cependant, la correction des données de propagation, en ajustant la valeur de la contrainte de fermeture, si elle réduit l'écart entre les deux courbes de propagation, ne l'élimine pas complètement. Et la réduction de la zone de plasticité induite par l'avancée de la fissure n'explique donc pas tout. Cree et Weidman ont avancé la raison supplémentaire suivante : l'apparition d'un mode II de fissuration engendrée par l'interaction de la fissure principale avec d'autres fissures présentes dans la couche d'oxyde, du fait de la fragilité de cette couche. La combinaison de ces deux causes entraînerait alors une augmentation du facteur d'intensité de contrainte en front de fissure, tant que la pointe de la fissure se situe dans la zone d'influence de la couche:

$$\Delta K = (K^{\max} - K_{op}) + K_{int} \quad \text{Equation 1. 28}$$

où  $K_{op}$  représente la valeur du facteur d'intensité de contrainte correspondant à la contrainte d'ouverture  $\sigma_{op}$  et  $K_{int}$  l'augmentation du facteur d'intensité générée par l'interaction entre la fissure principale et les fissures présentes dans la couche.

$K_{int}$  faisant intervenir les modes I et II, la détermination de ce facteur d'intensité de contrainte est loin d'être trivial et Cree et Weidman ont du passer par un certain nombre d'hypothèses simplificatrices pour arriver à l'évaluer.

Une fois que le front de fissure a atteint la limite de la zone d'influence de la couche, le facteur d'intensité de contrainte est de nouveau égal à :

$$\Delta K_{eff} = K^{max} - K_{op} \quad \text{Equation 1. 29}$$

En retenant une contribution de 30%-70% pour chacune de ces deux phases, Cree et Weidman ont obtenu une très bonne corrélation de l'ensemble des résultats en propagation comme le montre la [figure 1. 49](#).

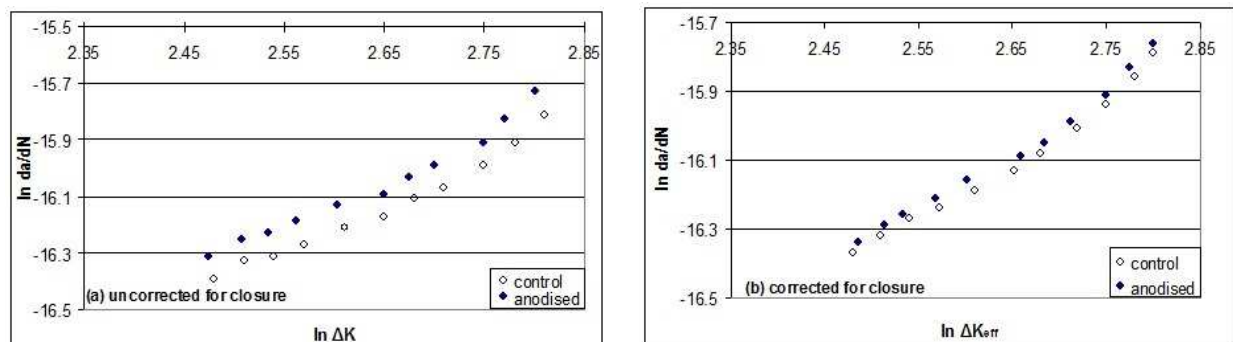


Figure 1. 49 : Caractérisation de la vitesse de propagation des fissures pour l'alliage 2014 pour les états non-anodisé et anodisé avant et après correction [77]

#### 1.4.5.4) Effets des prétraitements

Avant l'étape d'oxydation anodique, un composant peut être soumis à plus de six bains différents (incluant des cycles de rinçage à l'eau). Il est donc important de cerner l'effet de chaque étape individuellement et les effets combinés de ces multiples étapes. Deux étapes sont particulièrement importantes : le dégraissage et le décapage dont l'objectif est de produire une surface chimiquement propre. Un processus de rinçage est appliqué à l'issue de chacune de ces étapes. Pour le dégraissage, les éprouvettes sont immergées dans un détergent spécial qui nettoie la surface des huiles, de la graisse et des particules de poussière solides. Le décapage sert quant à lui à enlever la couche d'oxyde qui s'est formée naturellement ainsi que d'autres composés chimiques au moyen d'une solution qui agit chimiquement sur ces composés. L'enlèvement de la couche d'oxyde permet d'obtenir une surface plus conductrice facilitant ainsi le processus électrochimique de l'anodisation.

Toutes ces étapes affectent la qualité de la surface des éprouvettes et ont des effets différents sur les propriétés mécaniques du matériau, particulièrement sur la tenue en fatigue. De la corrosion localisée, sous forme de cavités, se produit durant l'immersion dans les bains de prétraitement, et ces cavités ont été identifiées comme une cause d'amorçage privilégiée des fissures pendant le chargement de fatigue.

Gregson et al [78] (1989) ont examiné les effets du décapage sulfuro-chromique suivi d'une anodisation chromique et sulfurique sur la tenue en fatigue des alliages 8090 et 7010. Ils ont constaté que l'alliage 8090 était moins sensible au décapage que l'alliage 7010. Ils ont conclu que la microstructure et la nature des particules intermétalliques avaient joué un rôle important pour ces matériaux soumis à ces traitements de surface.

Abramovici et al [79] (1991) ont fait des observations au MEB des faciès de rupture des éprouvettes en alliage 7175-T7351 ayant subi les traitements de décapage et d'anodisation chromique. Ils ont étudié en particulier les effets du temps du décapage sur la formation des piqûres. Ils ont constaté que l'abattement de la résistance en fatigue dépendait fortement du temps de décapage, comme le montre la figure 1. 50. Il apparaît sur ce graphe qu'il y a un temps de traitement optimal, permettant de limiter l'abattement.

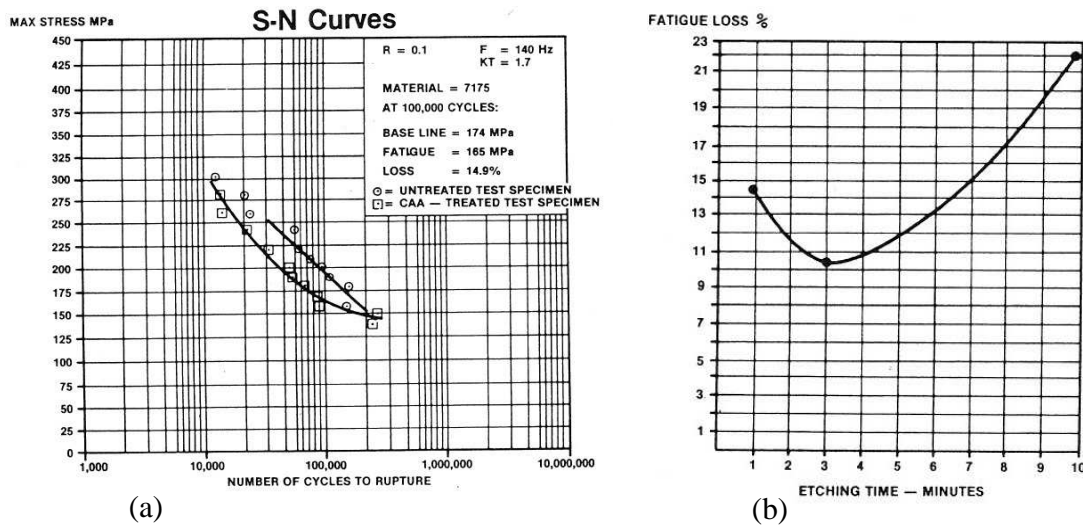


Figure 1. 50 : Abattement de la tenue en fatigue en fonction du temps de décapage [79]

Barter [80] (2003) s'est intéressé à la rupture en fatigue de l'alliage 7050 dans des conditions de sollicitation effectivement subies par les éléments de structure des avions FA18. Grâce à des observations fractographiques d'éprouvettes découpées et testées (et donc rompues), il a mis en évidence que la plupart des fissures de fatigue semblaient s'amorcer sur des cavités de décapage, généralement associées à des joints de grains et des particules intermétalliques. Pour les alliages d'aluminium, la plupart des fissures de fatigue s'amorcent sur des particules intermétalliques, éventuellement elles-mêmes fissurées ; pour les surfaces découpées, ce n'était pas le cas : aucune inclusion n'a été une source d'amorçage. De fait, ce sont les cavités qui ont constitué ces sources : mais en lieu et place de ces cavités, se trouvaient antérieurement une particule intermétallique. A niveau de contrainte identique, Barter a observé un plus grand nombre de sites d'amorçage dans le cas des éprouvettes découpées comparativement à l'état non-découpé.

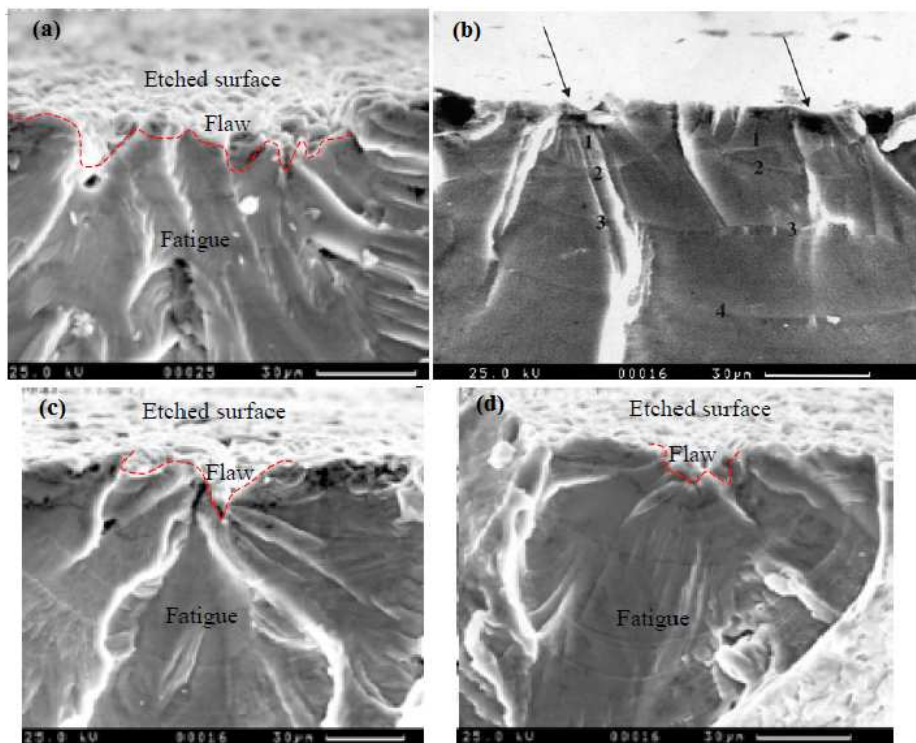
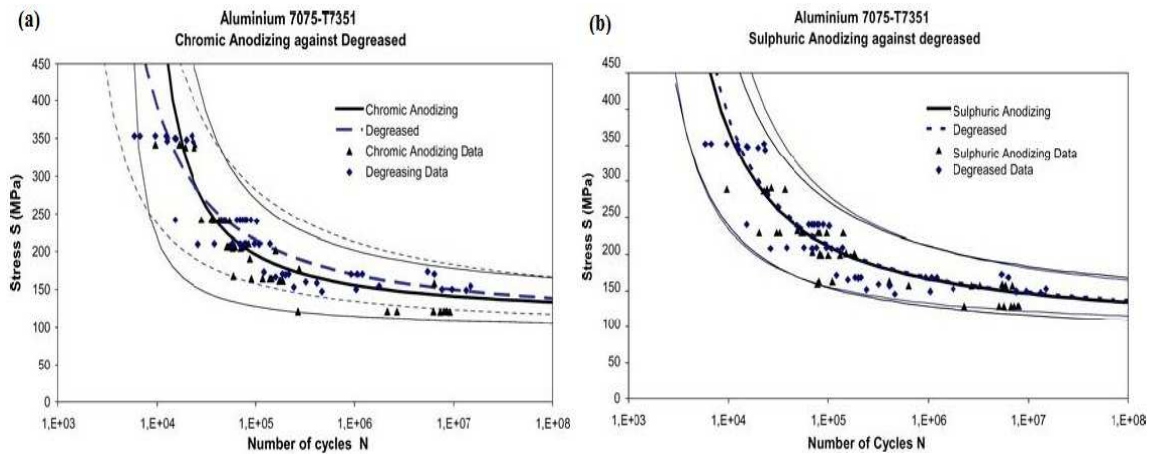


Figure 1. 51 : Quatre exemples de défauts créés par le décapage de l'alliage 7050 (éprouvette testée à 450 MPa) [80]

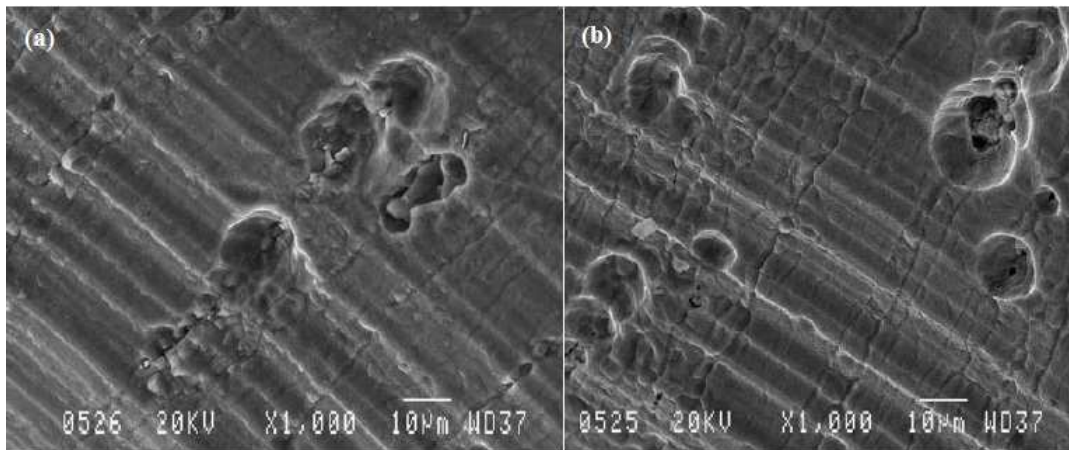


Monsalve et al [81] (2007) ont également montré que les différents traitements de surface employés pour la protection contre la corrosion avaient des effets différents sur la performance en fatigue des alliages 2024-T3 et 7075-T7351. Ils ont étudié les effets des prétraitements mis en œuvre avant l’anodisation et ont conclu que ces prétraitements produisaient une réduction de la durée de vie en fatigue pour les deux alliages (figure 1. 52). Ils ont réalisé des essais de flexion-rotative à la fréquence de 100 Hz en utilisant une géométrie d’éprouvette telle que la propagation des fissures soit parallèle à la direction de laminage. L’anodisation a été faite en bain d’acide chromique, sulfurique et sulfo-borique après dégraissage dans une solution de trichloréthylène chauffé à 84°C pendant 5 minutes et décapage dans une solution de 30-45 g/l de HNO<sub>3</sub> à la température ambiante pendant 5 minutes.



**Figure 1. 52 : Effet du décapage et de l’anodisation sur la tenue en fatigue de l’alliage 7075 (a) OAC et (b) OAS [81]**

Dans des études récentes, Savas et Earthman [82] (2008) et [83] (2009) ont étudié, dans le cas de l’alliage 7075, l’influence de différents prétraitements d’anodisation sur la corrosion par piqûres. Ils ont caractérisé la corrosion à l’aide d’observations au MEB et par spectrométrie (figure 1.53). Ils ont noté que des particules intermétalliques présentes à la surface ont été attaquées par les solutions de prétraitement, ce qui a conduit à la formation de cavités. Ils ont identifié les mécanismes de formation de ces cavités : dissolution sélective des particules nobles par rapport à la matrice aluminium et donc anodiques.



**Figure 1. 53 : Piqûres en surface pour différents prétraitements d’anodisation (a) 30 g/L NaOH solution à 71°C pour 120 sec (b) après (a)  $\text{HNO}_3 + \text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$  à température ambiante [82]**

Ils se sont intéressés entre autres aux effets de ces cavités qui se sont formées pendant le prétraitement sur la qualité de la couche anodique formée ultérieurement. Ils ont remarqué que pour des cavités relativement petites, la couche anodique s’était développée sur ces cavités, produisant, malgré leur présence, une surface lisse. Ils ont supposé que, pendant l’anodisation, la densité de courant se concentrait dans ces cavités et que, si la taille de ces cavités dépassait une taille seuil de 10  $\mu\text{m}$ , la couche d’oxyde ne pouvait se développer en ces endroits et les cavités pouvaient alors grandir et se creuser.

Enfin, Daoud [84] (2008) a examiné les effets couplés de la rugosité et de l’anodisation, ainsi que les effets des prétraitements sur la tenue en fatigue de l’alliage 7010-T7451. Il a montré que le processus de dégraissage n’avait aucune influence sur la tenue en fatigue, mais que le traitement de décapage la réduisait significativement par rapport à l’état usiné. Il a par ailleurs constaté que cet abattement relatif était d’autant plus important que la rugosité d’usinage initiale était faible (figure 1. 54). Il a également montré que l’anodisation ne dégradait pas tellement plus cette tenue en fatigue. Ces travaux poursuivis, par Shahzad et al [85] (2010), sont à l’origine de l’étude qui va être présentée dans la suite de ce manuscrit.

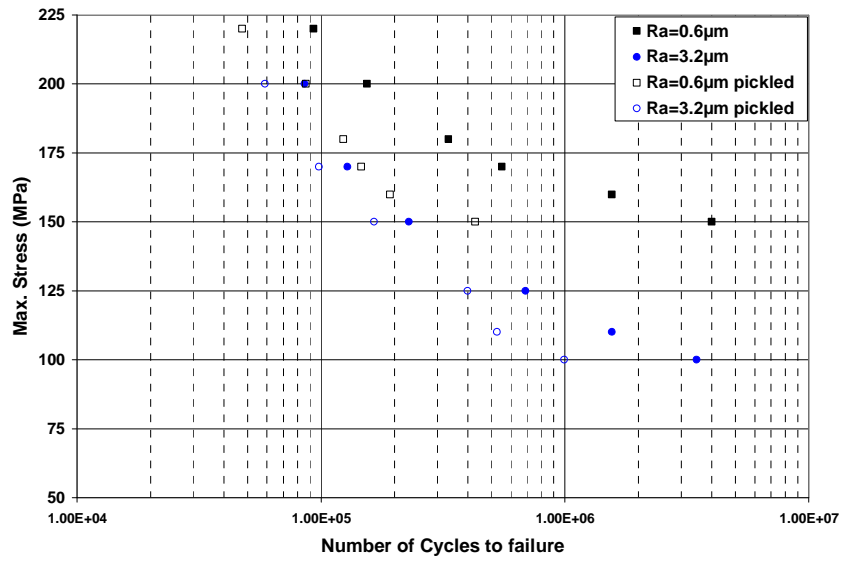


Figure 1. 54 : Résultats d'essais de fatigue pour l'alliage 7010-T7451 usiné et décapé [85]

## **1.5) Conclusions de l'étude bibliographique**

Nous avons tenté de réaliser une revue bibliographique, non exhaustive, loin s'en faut, sur les effets de l'état de surface sur la tenue en fatigue sous chargement à amplitude constante des alliages métalliques. Généralement l'amorçage des fissures de fatigue commence à la surface (ou très près de la surface) des pièces sollicitées. Dans ces conditions, il est évident que l'état de surface a une influence significative sur le comportement en fatigue des matériaux : les irrégularités de surface se comportent comme autant de micro-fissures ou de micro-entailles qui provoquent des concentrations de contrainte à la surface. Les travaux menés par de nombreux chercheurs ont montré que cette concentration de contrainte pouvait atteindre un niveau suffisant pour amorcer la fissuration par fatigue et diminuer la durée de vie en fatigue. Et un certain nombre de travaux récents s'attachent à simuler numériquement les effets de cette rugosité.

Nous avons également passé en revue les travaux de recherche portant sur les effets des traitements de protection des surfaces contre la corrosion sur cette même tenue en fatigue. Nous avons concentré notre revue sur l'anodisation des alliages d'aluminium. Nous avons vu que les procédés d'anodisation et de colmatage étaient nombreux et que des variantes ont été développées afin d'adapter ces procédés à un matériau donné en vue d'une application précise. Quels qu'ils soient, ces traitements sont précédés de plusieurs prétraitements qui ont, comme nous l'avons souligné, une influence non seulement sur la morphologie de couche anodique formée mais aussi sur les propriétés mécaniques et notamment sur la tenue en fatigue. Comme le lecteur l'aura constaté, de très nombreux travaux ont été réalisés dans ce domaine, mais, tous concernent spécifiquement un (ou quelques) alliage(s) précis, traités dans des conditions précises. Les constats expérimentaux sont cohérents les uns avec les autres: la présence d'une couche d'oxyde entraîne une diminution d'autant plus importante de la tenue en service que la couche est épaisse. Tous s'accordent à attribuer cet abattement à la dégradation de l'état de surface, avec en particulier la présence de cavités de décapage à partir desquelles de multiples fissures s'amorcent ; la grande fragilité de la couche d'oxyde est également incriminée ainsi que les contraintes résiduelles. Cette influence se traduit entre autre en favorisant l'amorçage mais aussi en accroissant la vitesse de propagation (dans une zone sous-jacente à la couche). Mais, excepté de la part de Cree et Weidman qui ont proposé un modèle pour déterminer la vitesse de propagation des fissures au voisinage de l'interface couche - substrat, aucune proposition de critère n'a été proposé. Nous sommes dans ce domaine, dans le cas par cas.

C'est ce qui a motivé entre autre cette étude dont l'un des objectifs est, rappelons le, de proposer un modèle de calcul de la tenue en fatigue des alliages d'aluminium anodisés. Dans cette étude, nous caractériserons l'alliage 2214-T6 traité par anodisation sulfurique et l'alliage 7050-T7451 traité par anodisation chromique. Nous étudierons les effets respectifs des différentes phases de ces traitements sur la tenue en fatigue. Nous n'étudierons cet effet qu'en termes de rugosité : les contraintes résiduelles et l'écaillage de la surface ne seront pas pris en compte, un choix fait à la lumière des résultats obtenus dans ce domaine par Suraratchai [32] sur l'alliage 7010, proche du 7050. De plus, nous ne considérons les stries d'usinage qu'au travers des concentrations de contrainte locale qu'elles génèrent. Nous utiliserons pour cela la méthode développée par Suraratchai.

C'est donc une combinaison de deux effets que nous allons tenter de modéliser dans ce que nous espérons être un modèle prédictif de calcul en fatigue pour les alliages d'aluminium 7050 et 2214.

**CHAPITRE 2**  
**MATERIAUX ET METHODES**  
**EXPERIMENTALES**



## **Chapitre 2: Matériaux et Méthodes Expérimentales**

### **2.1) Introduction**

Dans ce chapitre, nous allons présenter les deux alliages d'aluminium étudiés dans ce travail : l'alliage 7050-T7451 et l'alliage 2214-T6 ; ainsi que les traitements d'anodisation mis en œuvre pour chacun. Nous allons également présenter les différents moyens techniques de fabrication des éprouvettes, de caractérisation de la surface des éprouvettes et les moyens d'essais de fatigue. Le lecteur trouvera une description succincte des moyens d'observation en annexe A1.

### **2.2) Présentation des alliages et des traitements**

#### **2.2.1) Alliage 2214-T6**

##### **2.2.1.1) Matériau**

Cet alliage nous a été fourni par MESSIER-BUGATTI sous forme de barreaux extraits d'une roue forgée. Il s'agit d'un alliage d'aluminium-cuivre contenant un peu de silicium et de manganèse. Il a subi un traitement thermique T6 qui consiste en une mise en solution suivie d'une trempe puis d'un revenu. L'état T6 permet d'obtenir la résistance mécanique maximale. Pour l'alliage 2214-T6, le durcissement est produit par la précipitation de la phase intermétallique  $Al_2Cu$  pendant le vieillissement.

Nous avons analysé la composition chimique de l'alliage par spectroscopie à dispersion d'énergie (SDE ou EDS en anglais) à l'aide d'un spectromètre du type Quantax monté sur le microscope électronique à balayage (figure 2. 1). Cette composition est donnée dans le [tableau 2. 1](#).



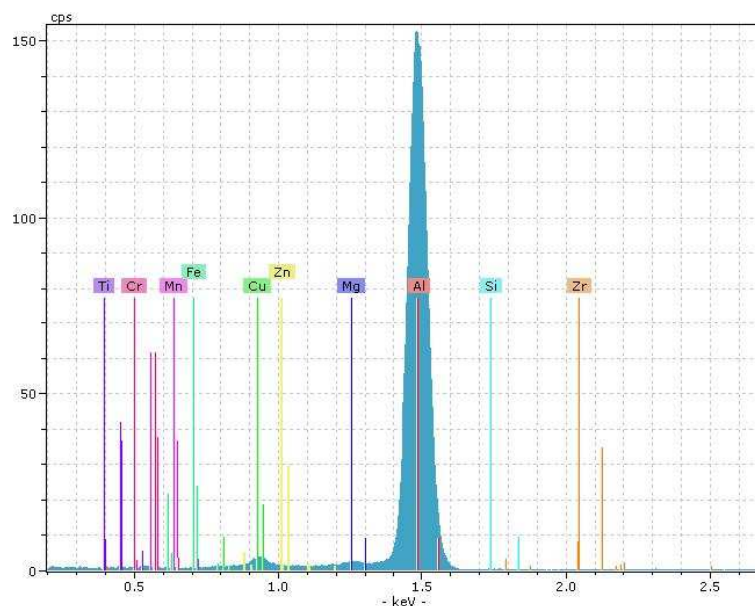


Figure 2. 1: Résultats de l'analyse au spectromètre de l'alliage 2214

Elément	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Zr	Ti	Al
% massique	3,5	1,12	0,45	0,87	0,19	0,28	0,16	0,07	Bal

Tableau 2. 1: Composition chimique de l'alliage 2214-T6

### 2.2.1.2) Microstructure

Les micrographies de l'alliage 2214-T6 étudié (figure 2. 2) révèlent une microstructure constituée de grains non recristallisés, apparaissant en gris foncé, et de grains recristallisés (en gris clair). La taille moyenne des grains recristallisés, dans le plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation (plan  $T_L$ - $T_C$ ) est de 20 à 30 $\mu$ m. La microstructure présente des grains fortement déformés dans le sens du laminage (direction L).

Etant donné la microstructure particulière de l'alliage étudié, nous avons pu déterminer la fraction surfacique de chaque phase à partir des observations métallographiques à l'aide du logiciel AnalySIS couplé au microscope. Les résultats de cette analyse sont fournis dans le tableau 2. 2.

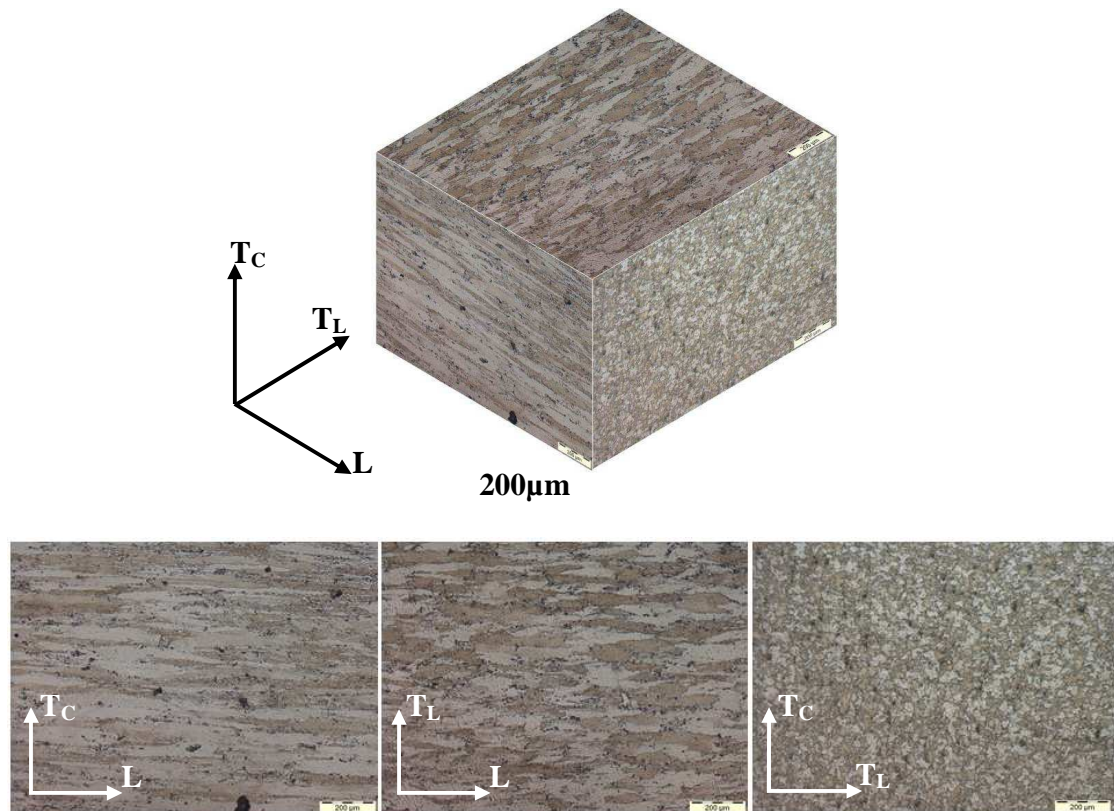
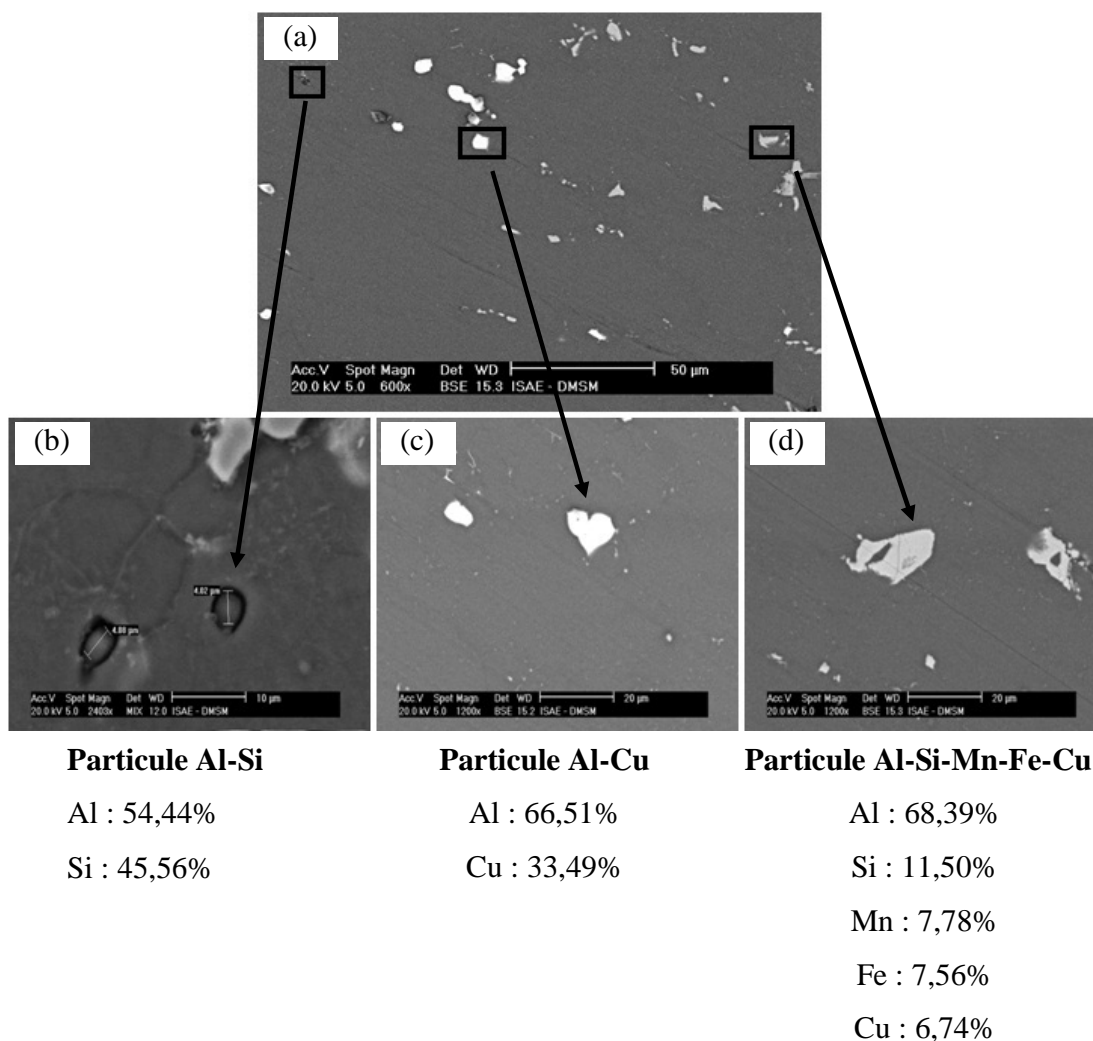


Figure 2. 2: Images en microscopie optique de la microstructure du 2214-T6

	Grains non recristallisé	Grains recristallisé	Inclusions
Aire ( $\mu\text{m}^2$ )	33219,97	24045,75	1441,25
Fraction (%)	56,69	40,75	2,56

Tableau 2. 2: Fractions surfaciques des différentes phases de l'alliage 2214

Nous avons également analysé la microstructure au MEB afin d'identifier les particules intermétalliques qui jouent un rôle important dans le comportement de l'alliage. Ces particules se sont formées lors de la mise en solution par ségrégation des éléments d'addition. Nous avons détecté des amas de particules de type  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , de différentes formes et dimensions. Nous avons également détecté des précipités riches en Si, Mn, Fe et Cu, de forme plus régulière et des particules de forme globulaire, de faible dimension, riches en Si (Figure 2.3). La taille moyenne des deux premiers types de précipités est d'environ 10-14 $\mu\text{m}$  tandis que la taille moyenne des précipités du troisième type est de 4 $\mu\text{m}$ .



**Figure 2. 3: Photographies MEB (a) de la surface de l'alliage 2214, (b) particules riche en Si, (c) particules  $Al_2Cu$  and (d) particules Al-Fe-Si-Mn-Cu - Analyses SDE des phases**

Nous avons également observé un nombre important de particules du second type (Al-Si-Mn-Fe-Cu) fissurées, constat illustré par la [figure 2. 4](#). Bien que certaines fissurations de précipités aient pu se produire lors du polissage des échantillons, nous pensons que la plupart de ces fissures sont antérieures, et qu'elles sont apparues probablement durant le traitement thermique. Il est probable que ces particules fissurées jouent un rôle primordial en étant à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue lorsqu'elles sont chargées cycliquement. Les analyses fractographiques des éprouvettes testées permettront de le vérifier.

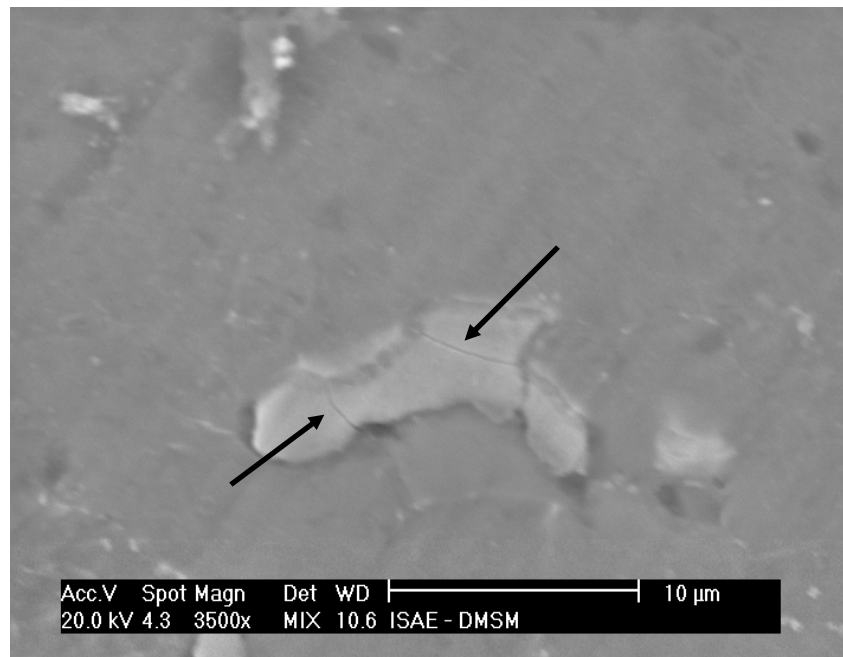


Figure 2. 4: Fissuration d'une inclusion type Al-Si-Mn-Fe-Cu

### 2.2.1.3) Caractéristiques mécaniques et propriétés physiques

Des essais de traction uniaxiale ont été réalisés pour déterminer les caractéristiques mécaniques et physiques du matériau. Ces essais sont effectués à la température ambiante sur une machine de traction de marque MTS avec une vitesse de déplacement de traverse de 4 mm/mn. La géométrie des éprouvettes de traction est présentée sur la [figure 2.5](#).

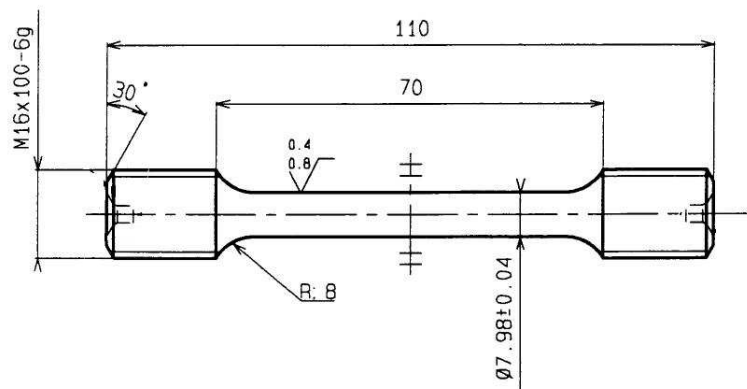


Figure 2. 5: Géométrie des éprouvettes de traction

Ces caractéristiques sont récapitulées dans le [tableau 2. 3](#).

	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	Élongation [%]	Module de Young [GPa]
L	415	468	11,8	73,4

Tableau 2. 3: Propriétés mécaniques et physiques de l'alliage 2214-T6

#### 2.2.1.4) Processus d'anodisation

Le procédé d'anodisation est basé sur une réaction chimique entre le substrat et les bains d'anodisation et de colmatage. Avant anodisation, la surface des échantillons subit une opération de dégraissage et de décapage qui a pour but d'augmenter la mouillabilité des surfaces et leur réactivité afin de procéder dans des conditions optimales à l'anodisation.

Dans le cas l'alliage 2214, tous les traitements ont été réalisés par MESSIER-BUGATTI.

Le dégraissage est réalisé en même temps que le décapage.

Il est réalisé dans une solution d'acide phosphorique, Novaclean AL85 (Henkel), portée à 45°C pendant 5 min.

L'oxydation anodique sulfurique (OAS) a été réalisée dans un bain contenant 200 g/l d'acide sulfurique à 18°C (le temps de traitement reste confidentiel).

Le colmatage a été réalisé dans une solution à base d'acétate de nickel à 98°C (le temps de traitement est également confidentiel).

#### 2.2.1.5) Etat de la surface après décapage

Afin d'évaluer les effets de l'étape de décapage, nous avons observé les surfaces décapées au MEB.

Pour l'alliage 2214-T6, nous pouvons observer en comparant les micrographies avant et après décapage (figure 2. 6a et figure 2. 6b) que cette étape ne change pas la rugosité de surface due à l'usinage. Les analyses par SDE ont permis de montrer que les phases intermétalliques Al<sub>2</sub>Cu et AlSiMnFeCu étaient toujours présentes après l'étape de décapage dans le bain d'acide phosphorique. Par contre, nous pouvons observer également des petites tâches sombres sur la surface décapée. Ces tâches, que nous n'arrivons pas à identifier, ne sont cependant pas des cavités de décapage.

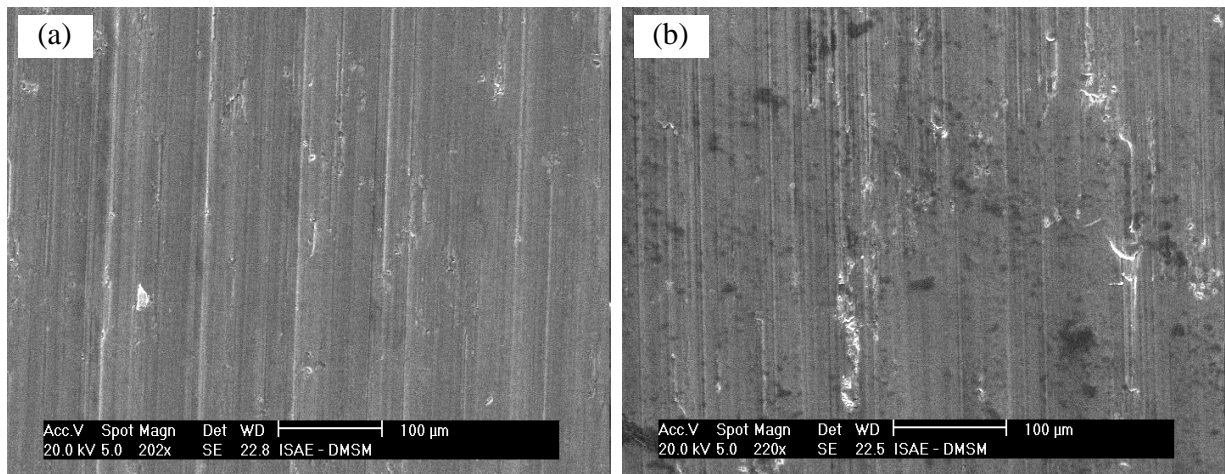
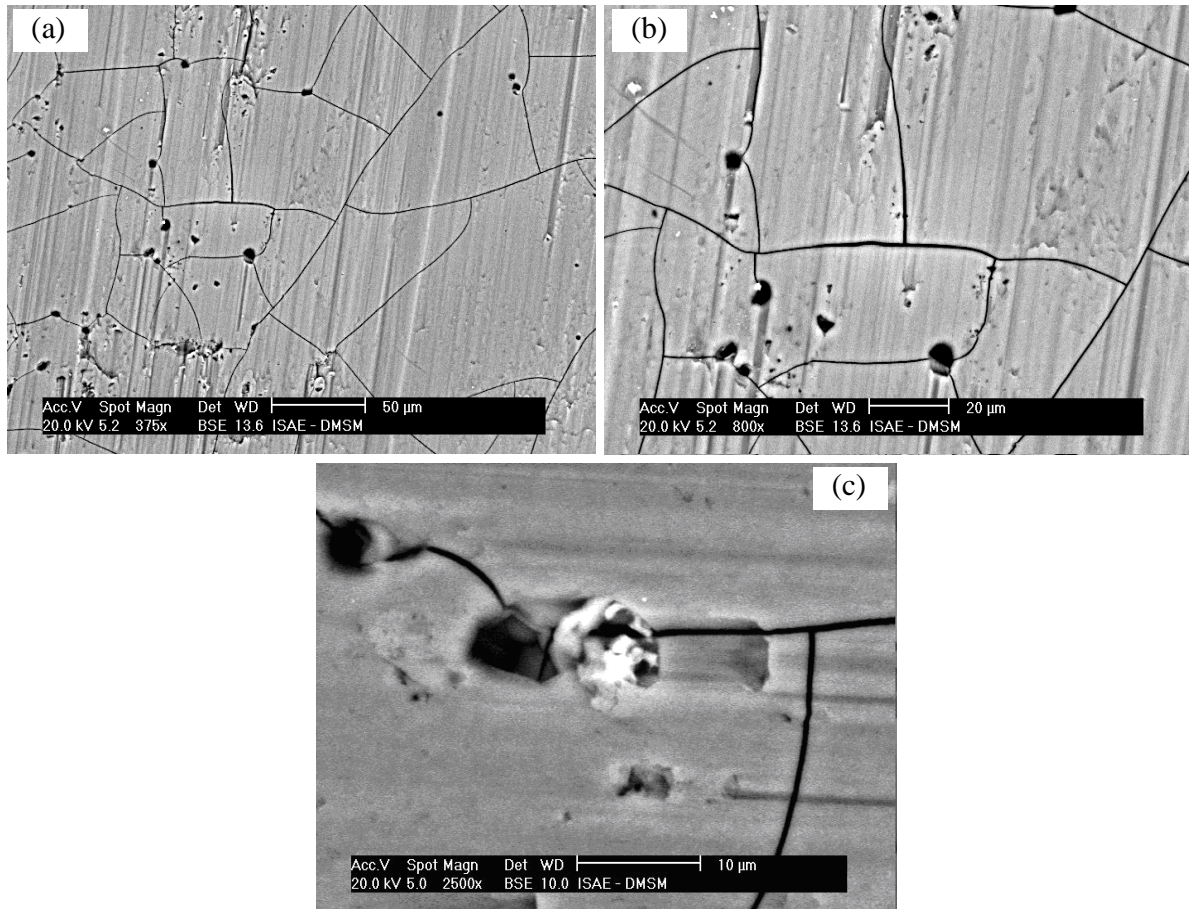


Figure 2. 6: Images MEB de la surface de l'alliage 2214 (a) à l'état usiné et (b) après décapage

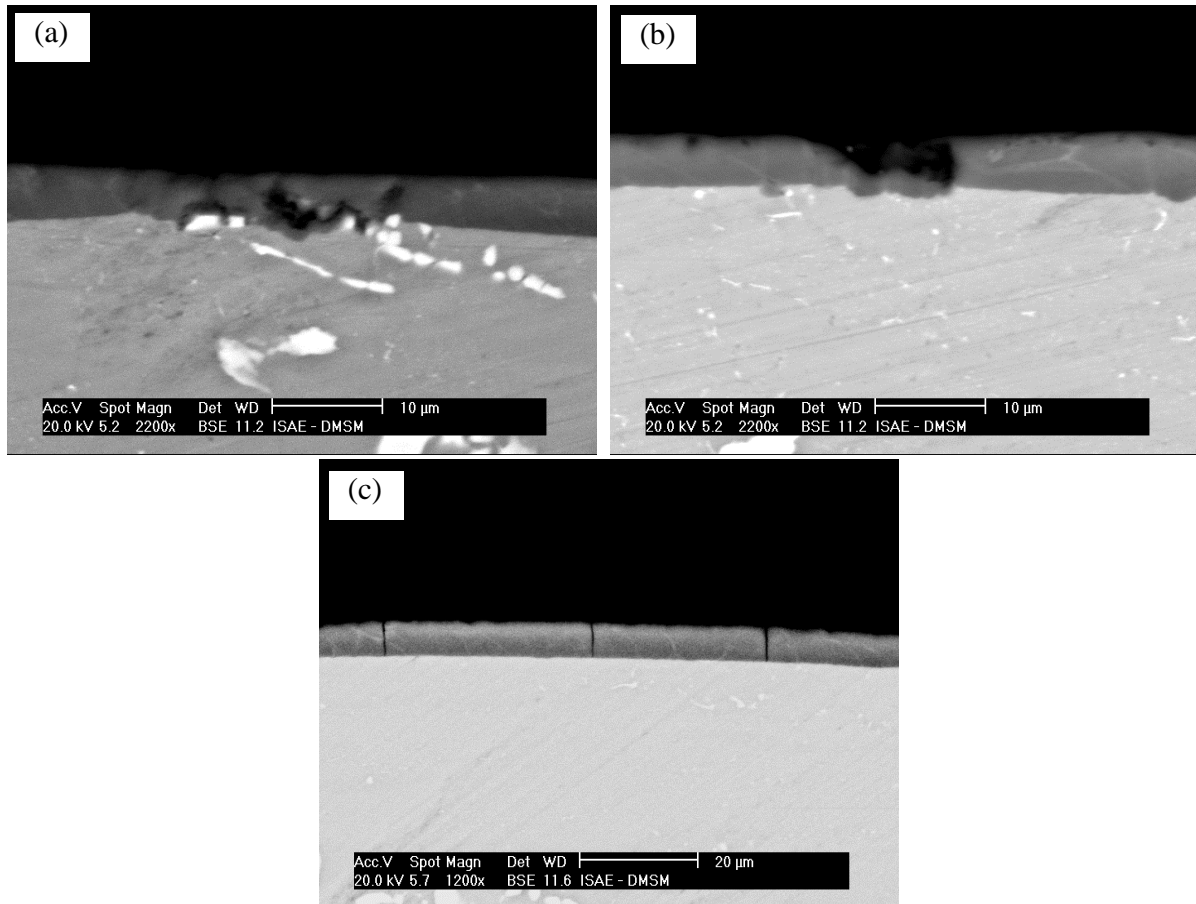
### 2.2.1.6) Etat de la surface après anodisation et colmatage

Avant de procéder aux essais de fatigue sur les éprouvettes anodisées, certaines ont été observées au MEB de façon à étudier la morphologie de la couche anodique. Le revêtement apparaît poreux. On remarque surtout la présence d'un réseau de microfissures sur la surface, comme le montre la [figure 2. 7a](#). Les pores (repérables sur la photographie par les petites tâches noires ([figure 2. 7a](#) et [figure 2. 7b](#)) proviennent de la dissolution, pendant l'opération d'anodisation sulfurique, des particules riches en cuivre présentes en surface des pièces ([figure 2. 7c](#)). De nombreuses études dans ce domaine ont montré que la phase  $Al_2Cu$  pouvait se dissoudre plus rapidement que la matrice d'aluminium durant l'opération d'anodisation chromique ou sulfurique [55] et [68]. Cette dissolution entraîne une modification de la structure du revêtement qui vient se rajouter aux hétérogénéités de surface qui peuvent être observées au MEB sur les échantillons non traités. Elle peut expliquer en partie la perte de résistance à la fatigue. Le réseau de microfissures apparaît lors de l'opération de colmatage du fait de la différence entre les coefficients de dilatation de l'oxyde d'une part et du substrat aluminium d'autre part, comme à pu le montrer Goueffon [86]. Cette différence de coefficient de dilatation peut également être à l'origine de fortes contraintes résiduelles à l'interface entre la couche et le substrat. Cependant, il nous a été impossible de mesurer ces contraintes.



**Figure 2. 7: Micrographes MEB à la surface d'une éprouvette anodisée puis colmatée, (a) présence de fissures dans la couche, (b) cavité créée par la dissolution d'une particule  $Al_2Cu$  (c) fissure et particule dans la couche colmatée**

La seule observation de la surface ne permet cependant pas de préciser si ce réseau de microfissures traverse l'épaisseur de la couche et atteint ou non le substrat. Pour vérifier cela, nous avons réalisé des coupes d'échantillons que nous avons observées au MEB. Les micrographies montrent que, par endroits, des fissures ont effectivement atteint le substrat (figure 2. 8c). Nous avons également constaté que la couche était poreuse et discontinue au droit des particules de seconde phase de type  $Al_2Cu$  (figure 2. 8a).



**Figure 2. 8: Micrographies MEB de la section d'une éprouvette anodisée puis colmatée, (a) présence de particules Al<sub>2</sub>Cu et de porosité dans la couche, (b) cavité créée par la dissolution d'une particule Al<sub>2</sub>Cu (c) fissures traversant de la couche colmatée**

Nous pensons que ces microfissures dans la couche ont un lien direct avec la fissuration du substrat et l'abatement de la tenue en fatigue de cet alliage. La présence d'une fissure dans une couche anodique peut entraîner la rupture du substrat dans des conditions de chargement où la phase d'amorçage prédomine, comme c'est le cas en fatigue à grande durée de vie. Ces fissures se comportent comme des concentrateurs de contrainte au niveau de l'interface entre la couche et le substrat provoquant très certainement un amorçage prématuré de fissures dans le substrat.



## 2.2.2) Alliage 7050-T7451

### 2.2.2.1) Matériau

Cet alliage est très proche chimiquement de l'alliage 7010. C'est un alliage riche en zinc contenant du magnésium et du cuivre. Le traitement thermique T7451 consiste en une mise en solution suivi d'une trempe, d'un revenu puis d'un sur-revenu. La composition chimique de cet alliage, analysée par SDE (Figure 2.9), est donnée dans le tableau 2. 4.

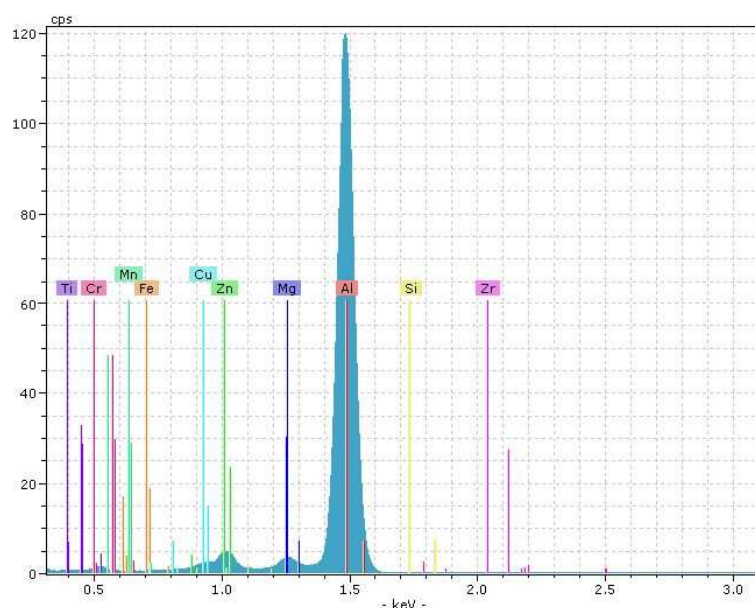


Figure 2. 9: Analyse par spectrométrie de l'alliage 7050.

Elément	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Zr	Ti	Al
% massique	1,76	2,42	0,07	0,28	0,19	6,15	0,14	0,06	Bal

Tableau 2. 4: Composition chimique de l'alliage 7050.

### 2.2.2.2) Microstructure

La figure 2. 10 montre la microstructure de l'alliage étudié. Nous avons pu observer une grande diversité de phases, une structure granulaire mixte de grains non recristallisés (en gris), et des petits et gros grains recristallisés (en blanc). La taille moyenne des gros grains recristallisés est de 50 à 80µm tandis que la taille moyenne des petits grains de forme équiaxe est de 10 à 20µm. La mise en forme des tôles par laminage affecte profondément la microstructure du

matériau. La principale altération est un allongement des grains dans la direction de laminage. Cette opération entraîne de l'anisotropie en rendant la microstructure texturée avec des grains allongés dans la direction de laminage (sens L).

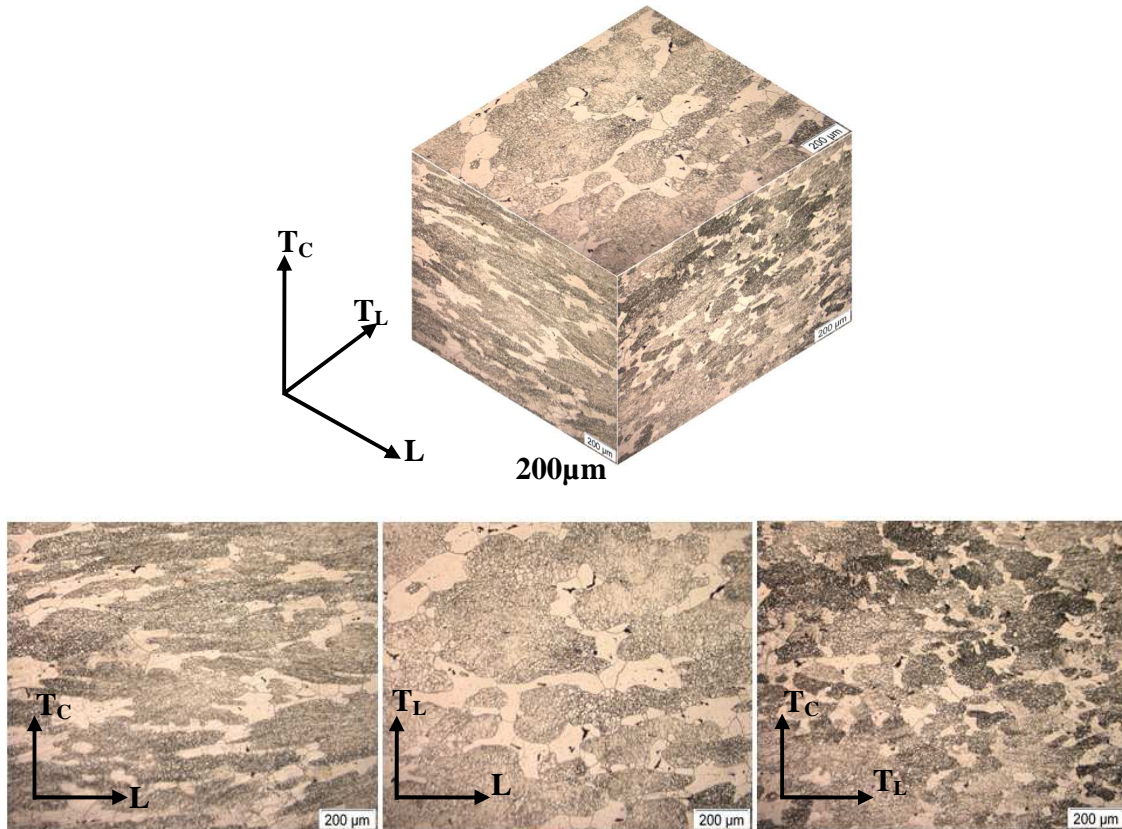
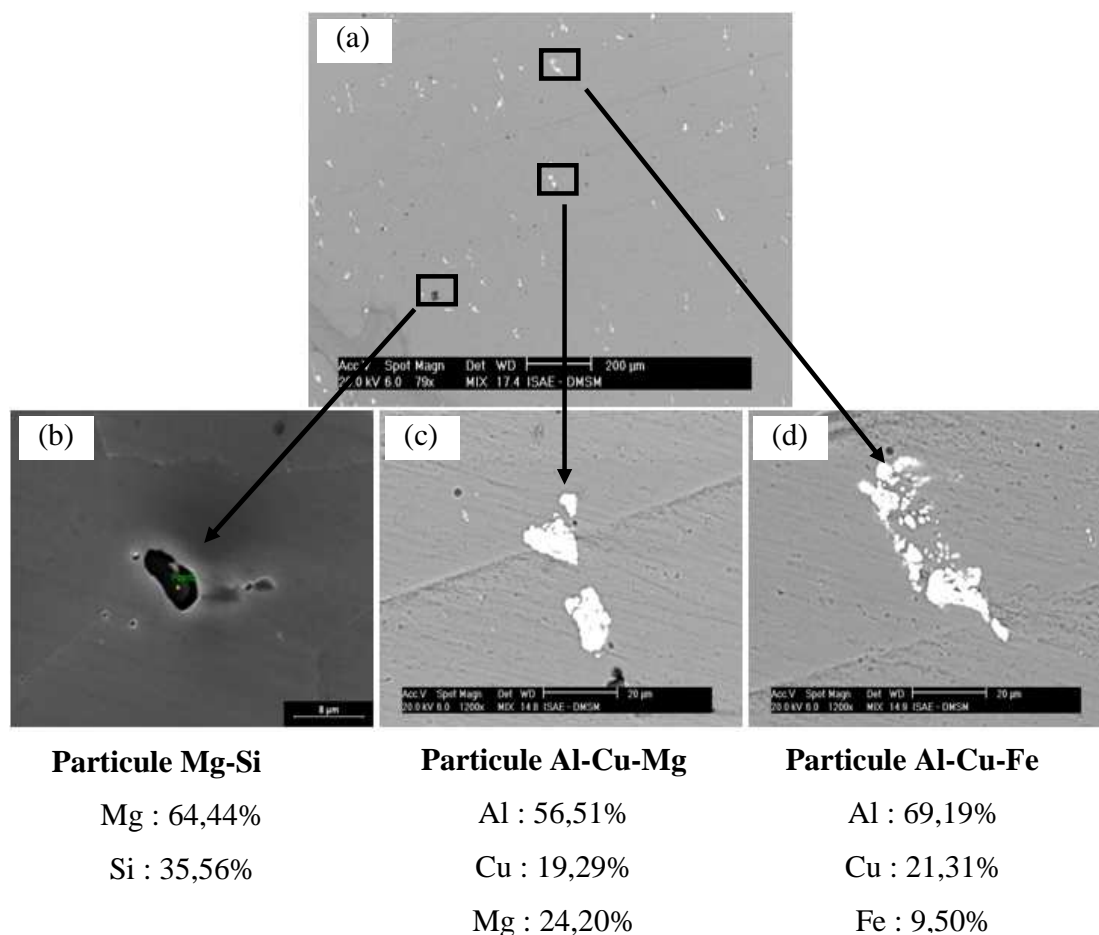


Figure 2. 10: Images en microscopie optique de la microstructure de l'alliage 7050.

	<b>Grains non recristallisé</b>	<b>Grains recristallisé</b>	<b>Inclusions</b>
<b>Aire (<math>\mu\text{m}^2</math>)</b>	2474389,25	1090023,35	46146,40
<b>Fraction (%)</b>	68,53	30,17	1,27

Tableau 2. 5: Fractions surfaciques des phases présentes dans l'alliage 7050

Plusieurs types de précipités se forment pendant la coulée. Ils contiennent des éléments présents à l'état d'impuretés dans les alliages industriels, comme le fer et le silicium. Les observations réalisées au microscope optique et au MEB nous ont permis de mettre en évidence la présence de trois types de particules intermétalliques dans l'alliage 7050. Elles sont illustrées sur la [figure 2. 11](#) et analysées par SDE.



**Figure 2. 11: Photographies MEB (a) de la surface de l'alliage 7050, (b)  $Mg_2Si$ , (c)  $Al_2CuMg$  et (d)  $Al_7Cu_2Fe$ . Analyses SDE des phases intermétalliques (%massique).**

Les particules Al-Cu-Mg ( $Al_2CuMg$ ) correspondent aux points blancs. Elles sont de forme allongée et de petite taille : environ 8 à 10 $\mu m$ . Les particules Al-Cu-Fe rencontrées dans l'alliage 7050 sont de forme irrégulière, parfois en forme de bâtonnet et dont la longueur peut atteindre plusieurs dizaines de micromètres. Leur composition permet de les identifier comme étant la phase  $Al_7Cu_2Fe$ . Toutefois ces particules peuvent contenir également, en proportion variable, du zinc et du magnésium. Nous avons également des particules à base de Mg-Si ( $Mg_2Si$ ) sous la forme de globules. La taille moyenne des deux derniers type de particules est environ 8-12 $\mu m$ . L'analyse de chaque phase pour l'alliage est présentée dans le [tableau 2. 5](#).

### 2.2.2.3) Caractéristiques mécaniques et propriétés physiques

Les caractéristiques mécaniques et le module d'élasticité sont récapitulés dans le [tableau 2. 6](#).

	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	Élongation [%]	Module de Young [GPa]
T <sub>L</sub>	440	504,4	11,4	72,6

Tableau 2. 6: Caractéristiques mécaniques et physiques de l'alliage 7050.

### 2.2.2.4) Processus d'anodisation

Dans le cas l'alliage 7050, tous les traitements ont été réalisés par AIRBUS.

Le dégraissage est réalisé dans une solution alcaline de pH 9 à 60°C±5°C pendant 3 min ; il est suivi d'un rinçage à l'eau déminéralisée.

Le décapage se fait en deux étapes ; un premier décapage est réalisé en milieu sodique à 32°C±3°C suivi d'un rinçage à l'eau déminéralisé ; le deuxième décapage est réalisé dans une solution ARDROX portée à 32°C±3°C durant 3 min.

Enfin, l'oxydation anodique est réalisée dans une solution d'acide chromique portée à 40°C pendant 50 min ; elle est a été suivie d'un rinçage à l'eau déminéralisée pendant 6 minutes.

### 2.2.2.5) Etat de la surface après la phase de décapage

Nous avons pu constater que le processus de décapage avait attaqué les inclusions présentes à la surface entraînant la formation de cavités. L'examen au MEB a révélé que certaines inclusions étaient complètement dissoutes tandis que d'autres ne l'étaient que partiellement. L'analyse par SDE a montré que c'était principalement les particules riches en cuivre (Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe et Al<sub>2</sub>CuMg) qui ont été attaquées par le décapage tandis que les particules intermétallique Mg<sub>2</sub>Si ne l'ont pas été.

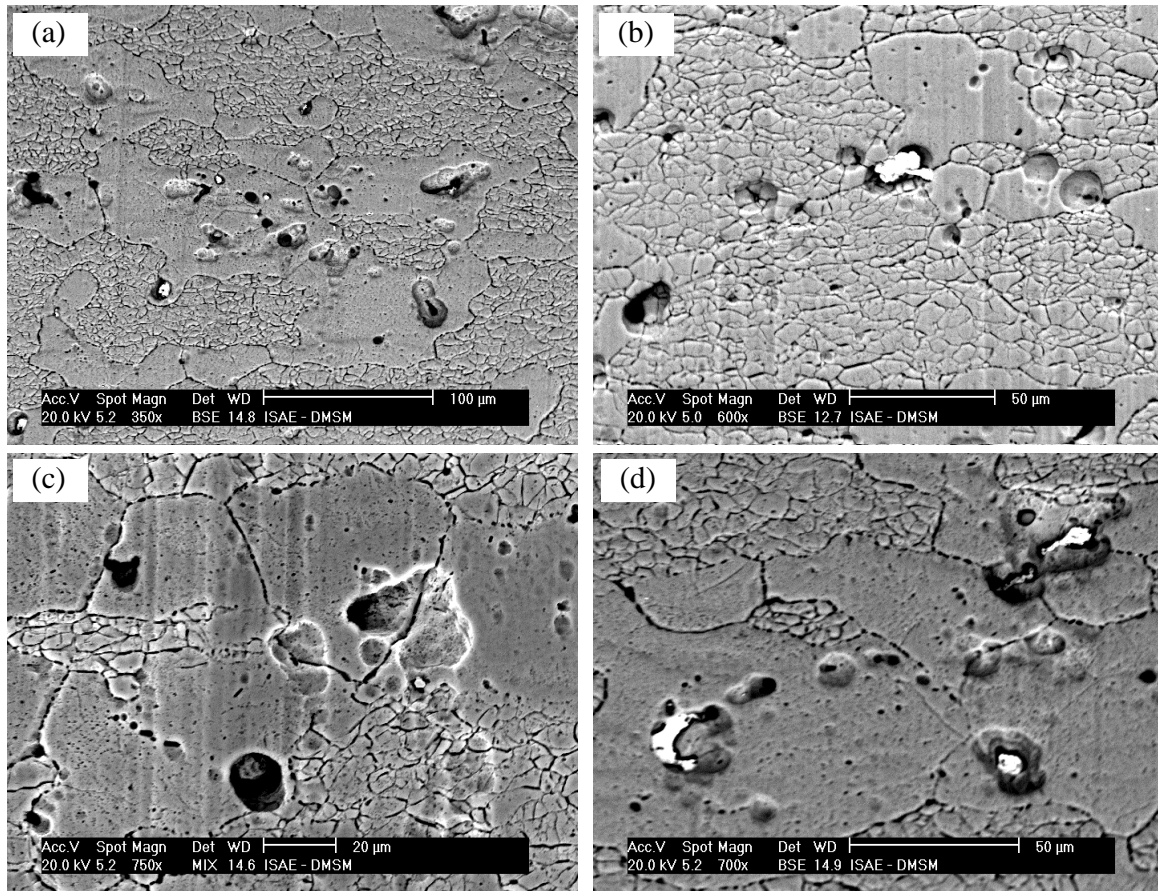


Figure 2. 12: Images MEB de la surface de l'alliage 7050 après décapage ; (a) formations des cavités, (b) particules attaquées sur leur périphérie, (c) particules complètement dissoutes (d) particules partiellement dissoutes

#### 2.2.2.6) Etat de la surface après l'oxydation anodique

Nous avons observé au MEB les modifications de morphologie de la couche d'oxyde formée sur par oxydation anodique chromique de l'alliage 7050. Nous avons pu observer quelques cavités à la surface de la couche anodique (figure 2. 13). En comparant avec la surface des éprouvettes décapées, nous avons pu observer que le nombre de cavités était moins important après oxydation. Cela s'explique par le fait que la couche d'oxyde s'est développée sur les cavités de décapage, quand celles-ci étaient de petite taille, produisant une surface plus lisse. Par contre, les plus grandes cavités formées lors du décapage sont encore décelables, du fait que la couche d'oxyde n'a pu s'y développer.

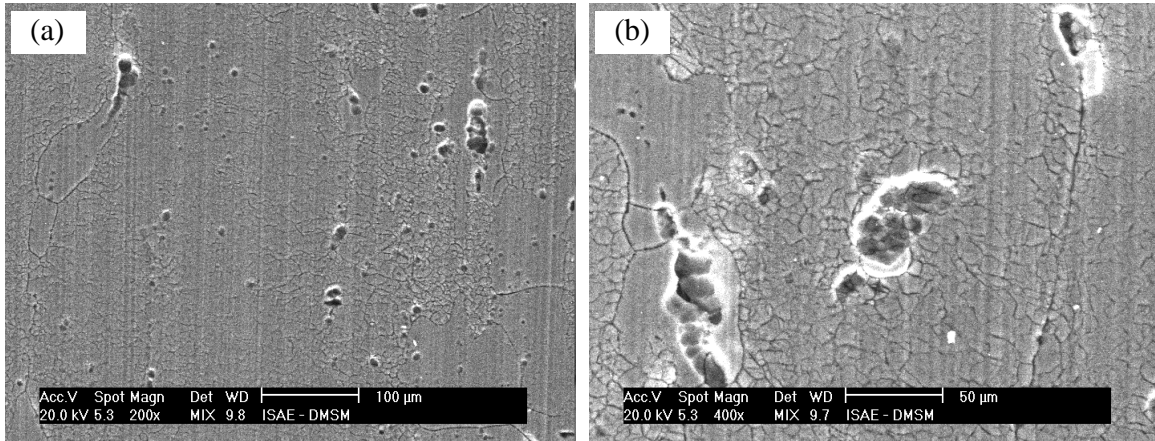


Figure 2. 13: Images MEB de la surface de l'alliage 7050 après anodisation.

### 2.3) Usinage des éprouvettes de fatigue

Les éprouvettes cylindriques utilisées pour les essais de fatigue en traction-traction et traction-compression (sous les rapports  $R_\sigma$  -1 et 0,1), dont la géométrie a été définie pour obtenir un coefficient de concentration de contrainte de 1,035 au maximum (figure 2. 14), ont été ébauchées sur un tour conventionnel puis finies sur un tour à commande numérique RTN20 de marque RAMO. L'usinage de finition a été réalisé sans lubrifiant de façon à éviter une source supplémentaire de dispersion dans les résultats d'essais de fatigue liée à la variation de la qualité de l'interaction entre le lubrifiant et la surface de l'éprouvette.

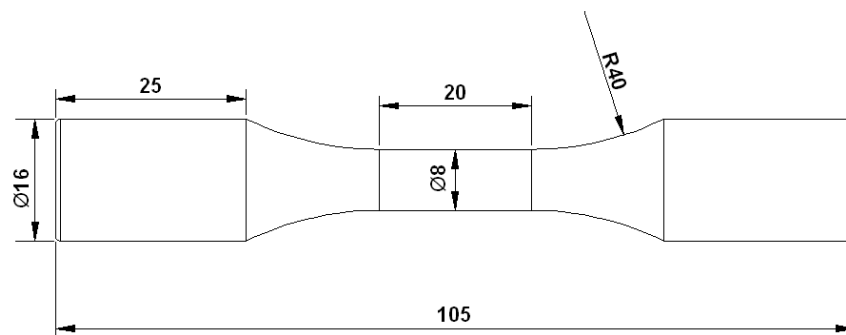


Figure 2. 14: Géométrie d'éprouvette cylindrique

Les éprouvettes plates utilisées lors des essais de fatigue en flexion plane 4 points, dont la géométrie est donnée le figure 2. 15, ont été ébauchées, chanfrein compris, sur une fraiseuse CN. La surface fonctionnelle des éprouvettes a ensuite été usinée sur un étau limeur de type RS-55 de marque HERMES.

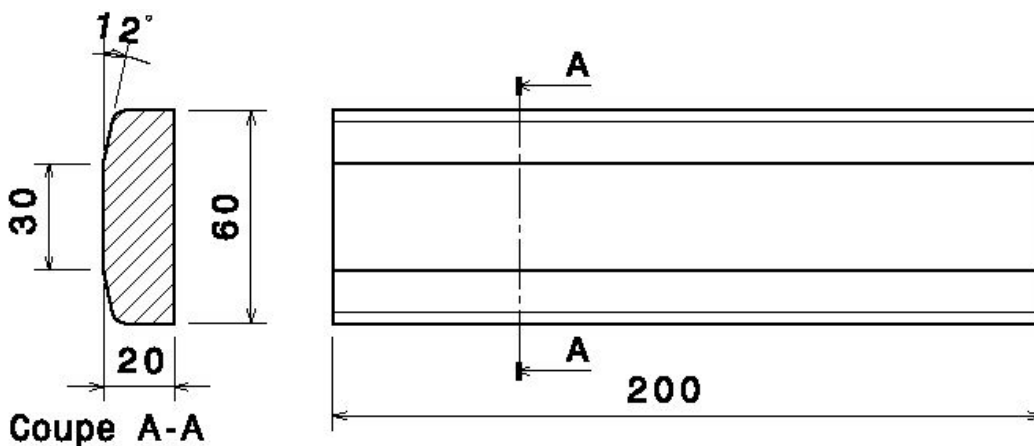


Figure 2. 15: Géométrie des éprouvettes prismatiques de flexion 4 points

### 2.3.1) Prélèvement des ébauches

#### 2.3.1.1) Alliage 2214-T6

Tous les barreaux ébauchés, prismatiques et cylindriques, fournis par MESSIER-BUGATTI ont été prélevés dans une roue. Ils ont été prélevés sur la périphérie, suivant la direction de forgeage. Pour des raisons de confidentialité, nous ne pouvons reproduire le plan de prélèvement de ces barreaux.

#### 2.3.1.2) Alliage 7050-T7451

Le matériau 7050 nous a été fourni par AIRBUS sous la forme d'une plaque laminée de 2020 mm de longueur, 580 mm de largeur et 150 mm d'épaisseur. Ces dimensions sont à la base de la définition des directions L (long),  $T_L$  (travers long) et  $T_C$  (travers court).

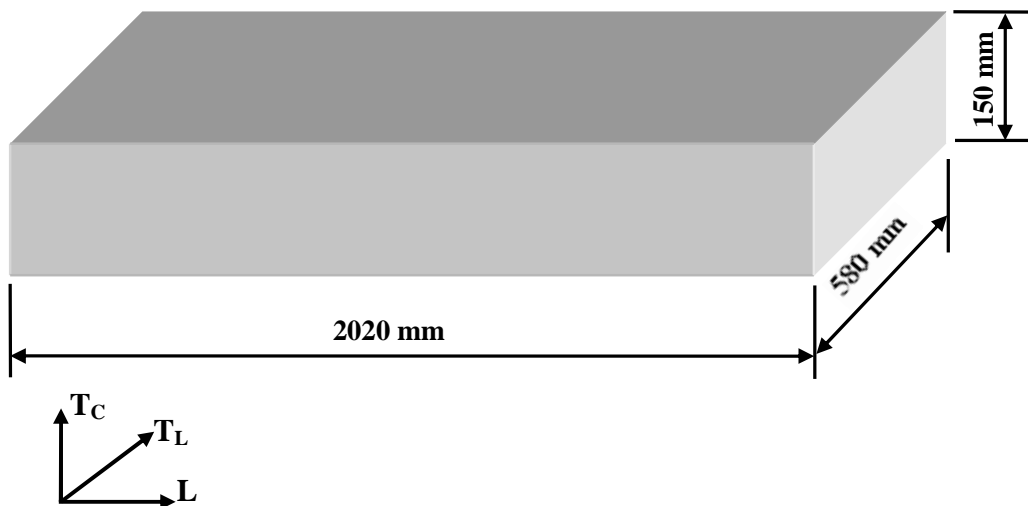


Figure 2. 16: Définition des directions principales de la plaque de 7050.

Comme il a été dit dans la bibliographie (chapitre 1), l'alliage 7050 présente une microstructure texturée et des propriétés mécaniques anisotropes et, dans le cas de plaque épaisse, les propriétés mécaniques changent suivant la profondeur. Nous avons donc dans un premier temps, mesuré la dureté Vickers à l'aide d'un microduromètre du type MVK-H1 de marque Mitutoyo. Cette technique nous a permis de comparer facilement et rapidement les propriétés mécaniques en fonction de la distance à la surface. Pour effectuer ces mesures de dureté, nous avons prélevé des échantillons et nous les avons polis au papier abrasif puis avec une pâte



diamantée calibrée à  $6\mu\text{m}$ . Les essais de micro-dureté ont été réalisés avec une masse de 500g (appliquée pendant 20 secondes) afin de maximiser les écarts de tailles d’empreinte et minimiser les effets de la préparation de la surface. Cette mesure de l’évolution de la dureté dans l’épaisseur de la plaque a mis en évidence une différence notable entre la surface et le cœur de la plaque (figure 2. 17). Nous avons donc prélevé les ébauches des éprouvettes prismatiques de sorte que les surfaces utiles présentent des propriétés à peu près homogènes, tout en cherchant à minimiser la perte de matière. Par ailleurs, nous avons fait en sorte que la contrainte de flexion soit orientée parallèlement au sens travers long. Le plan de prélèvement, précisant la position respective des surfaces utiles sur les ébauches est donné figure 2. 18 pour les éprouvettes prismatiques.

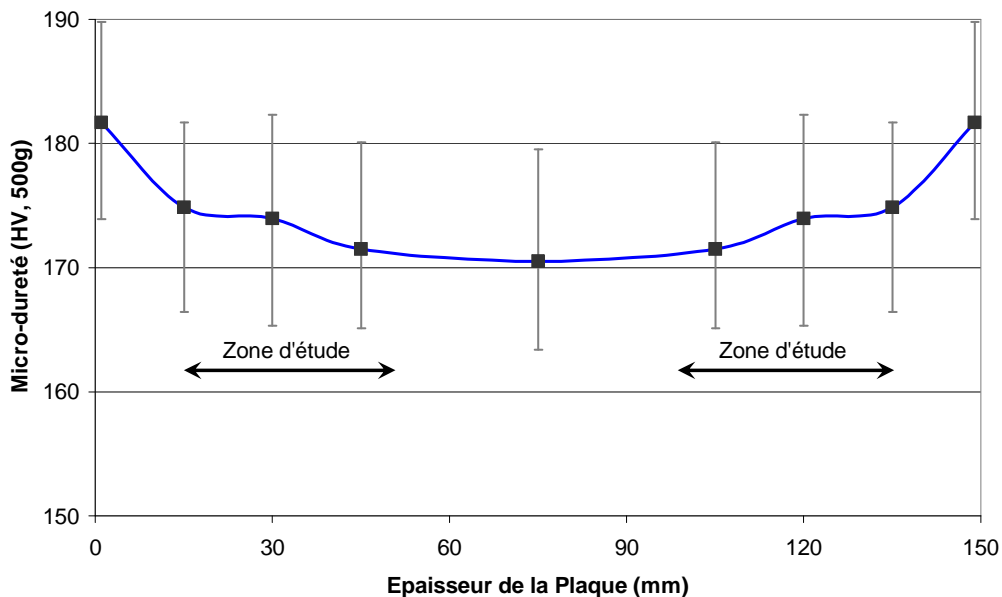
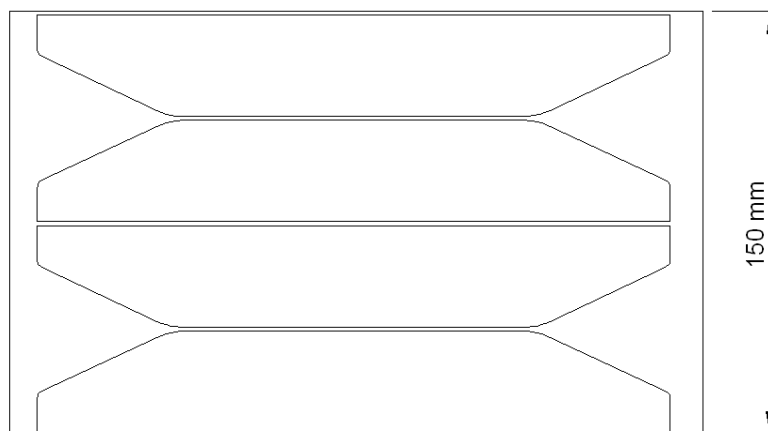


Figure 2. 17: Evolution de la dureté le long de l'épaisseur de la plaque de 7050.



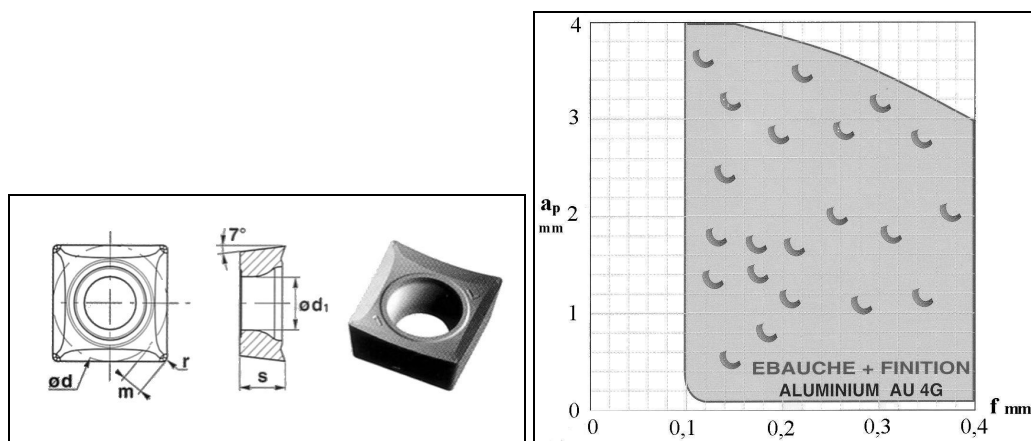
**Figure 2. 18: Plan de prélèvement des éprouvettes prismatiques – Positions des surfaces utiles.**

De la même façon, les éprouvettes cylindriques ont aussi été prélevées dans la plaque de sorte que la contrainte appliquée soit orientée parallèlement au sens travers long. Des barreaux de  $110 \times 22 \times 22 \text{ mm}^3$  ont été prélevés dans l'épaisseur dans les zones correspondant à la position des surfaces utiles des éprouvettes prismatiques.

### 2.3.2) Conditions d'usinage pour la finition des éprouvettes

Pour toutes les éprouvettes, l'usinage de finition a été effectué sans lubrifiant. Les surfaces des éprouvettes prismatiques ont été usinées sur un étai-limeur sur lequel nous avons placé un outil à plaquette carbure rapportée, identique à celui utilisé pour le tournage de finition des éprouvettes cylindriques.

Deux types de plaquettes ont été utilisées pour réaliser les surfaces finales des éprouvettes de fatigue, aussi bien sur l'étai-limeur que sur le tour CNC : des plaquettes SCGT 09 T3 04 1L et SCGT 09 T3 08 1L, de marque Safety. La géométrie de ces plaquettes est illustrée [figure 2. 19a](#). Le rayon de bec d'outil est de 0,4 et 0,8 mm respectivement. Ces plaquettes possèdent 4 arêtes de coupe et sont prescrites pour l'usinage de l'aluminium et du titane. Le domaine d'utilisation de ces plaquettes est fourni par le fabricant ([figure 2. 19b](#)). Pour minimiser l'effet de l'usure de l'outil sur la qualité de la surface usinée, une nouvelle arête de coupe a été utilisée pour l'usinage de chaque surface.



**Figure 2. 19: (a) Géométrie de plaquettes et (b) Domaine d'utilisation de la plaquette.**

Les conditions de coupe retenues pour l'usinage sur l'étai-limeur sont consignées dans le [tableau 2. 7](#) et celles retenues pour l'usinage des éprouvettes cylindriques dans le [tableau 2. 8](#).

Ces conditions de coupe sont issues d'un plan d'expérience mené dans le cadre des travaux sur la tenue en fatigue de l'alliage 7010 en relation avec l'état de surface [32].

<b>Paramètres d'usinage</b>	<i>Faible rugosité</i>	<i>Forte rugosité</i>
<i>Avance</i>	0,1 mm	0,3 mm
<i>Rayon de bec</i>	0,8 mm	0,4 mm
<i>Vitesse de coupe</i>	40 coups/min	40 coups/min
<i>Profondeur de passe</i>	0,5 mm	0,5 mm

**Tableau 2. 7: Conditions de coupe utilisées pour la réalisation des surfaces plane à l'étau-limeur.**

<b>Paramètres d'usinage</b>	<i>Faible rugosité</i>	<i>Forte rugosité</i>
<i>Avance</i>	0,1 mm	0,2 mm
<i>Rayon de bec</i>	0,8 mm	0,4 mm
<i>Vitesse de coupe</i>	180 m/min	180 m/min
<i>Profondeur de passe</i>	0,5 mm	0,5 mm

**Tableau 2. 8: Conditions de coupe utilisée en tournage.**

### 2.3.3) Parachèvement des éprouvettes de fatigue prismatiques

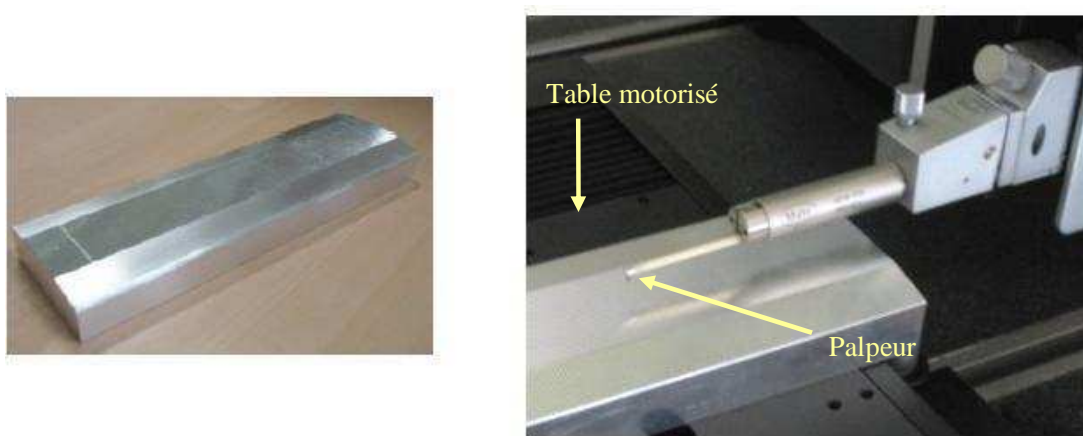
Les éprouvettes prismatiques présentent un chanfrein longitudinal de 12° sur les deux cotés, comme le montre la [figure 2. 15](#). Une fois la surface utile terminée, ces deux chanfreins sont polis à la main avec du papier abrasif de grade 240 puis de 320 de façon à estomper les stries d'usinage en bord de surface et à éviter ainsi les concentrations de contrainte liées aux arêtes vives des chanfreins.

### 2.4) Caractérisation des surfaces usinées

L'objectif de notre travail étant d'établir un lien entre l'état de surface et la tenue en fatigue de ces alliages, il nous a été nécessaire de caractériser cet état de surface. Pour cela, nous avons utilisé un rugosimètre à contact équipé du type PKG-120 de marque Mahr équipé une pointe diamant de 60° d'angle au sommet et de rayon de 2 µm. L'appareil fournit les paramètres conventionnels de rugosité (ex:  $R_a$ ,  $R_q$ ,  $R_z$ ,  $R_t$ ,  $R_y$ ,  $R_z$ ,  $R_p$  ...etc.), et enregistre le profil mesuré sous la forme d'un fichier numérique. Les mesures sont réalisées avec une longueur d'évaluation fixée à 6 mm. Cette longueur est choisie pour avoir une information suffisante sur le profil avec une distance d'évaluation identique pour tous les types de surfaces étudiées.

Pour chaque éprouvette cylindrique, placée sur un support en V dont l'axe a été dégauchi parallèlement à la direction de palpation, quatre mesures ont été réalisées. Pour les éprouvettes prismatiques non traitées, ce sont huit mesures qui ont été réalisées.

L'appareil est équipé d'une table automatisée, dont le mouvement est synchronisé avec le mouvement de retour du stylet. Ce dispositif permet de réaliser des mesures topographiques d'une surface. Nous avons utilisé ce moyen pour caractériser la topographie pour les éprouvettes prismatiques traitées (décapées et anodisées). Pour ces mesures, nous avons retenu un pas de balayage transversal de  $5\ \mu\text{m}$  combiné à un pas d'échantillonnage des profils également de  $5\ \mu\text{m}$ . Les surfaces mesurées sont réalisées par groupe de 4 bandes de  $2 \times 0,5\ \text{mm}^2$  (pour des raisons de taille de fichiers numériques).



**Figure 2. 20: Mesure de la rugosité sur une éprouvette prismatique avec le rugosimètre à contact**

### **2.5) Réalisation des essais de fatigue**

Le choix des essais de fatigue (type, rapport de contrainte) a été fait lors d'une réunion avec nos partenaires industriels. L'objectif en était de cerner au mieux les besoins de chacun : de notre côté les objectifs scientifiques, du côté des industriels, l'applicabilité la plus directe des résultats de ce travail.

Les essais de fatigue ont été réalisés sur une machine servo-hydraulique du type MTS 810 de 100kN de capacité, à température ambiante non climatisée, à la fréquence de 10 Hz. Nous avons réalisés ces essais de façon à explorer le domaine de durée de vie compris entre  $10^4$  cycles et  $10^6$  cycles. Les essais ont été interrompus lorsqu'à  $1,2 \times 10^6$  cycles, lorsque les éprouvettes n'avaient pas rompu.

Sur les éprouvettes prismatiques, nous avons réalisé des essais en flexion plane 4 points (figure 2.21), sous le rapport de contrainte  $R 0,1$ . Ce type d'essai est très largement utilisé dans le domaine des structures aéronautiques pour caractériser les propriétés en fatigue des matériaux. Nous avons utilisé un montage spécifiquement développé pour assurer un alignement maximal des génératrices de contact entre les cylindres (d'appui et d'application de l'effort). Ces cylindres sont en acier de diamètre 16mm.

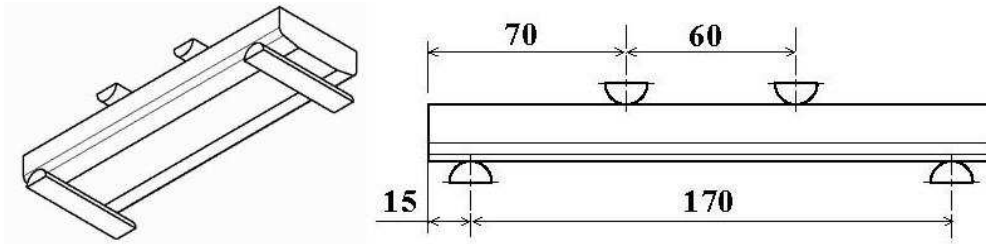


Figure 2. 21: Caractéristiques du montage utilisé pour l'essai en flexion à 4 points.

Sur les éprouvettes cylindriques, nous avons réalisé des essais en traction ondulée ( $R=0,1$ ) et en traction purement alternée ( $R = -1$ ). La confrontation des résultats pour ces deux essais nous permettra d'étudier l'effet du rapport de charge sur l'influence de l'état de surface. Pour réaliser ces essais, nous avons utilisé un dispositif de serrage à pinces spécifique. Ce dispositif permet d'éliminer au mieux les effets de flexion secondaire liés aux désalignements des systèmes de fixation montés sur le vérin et sur la traverse de la machine (figure 2. 22). L'alignement des axes des dispositifs de préhension a été réglé préalablement aux essais de fatigue à l'aide d'un dispositif spécifique équipé de 8 jauges de déformation et d'un logiciel associé.

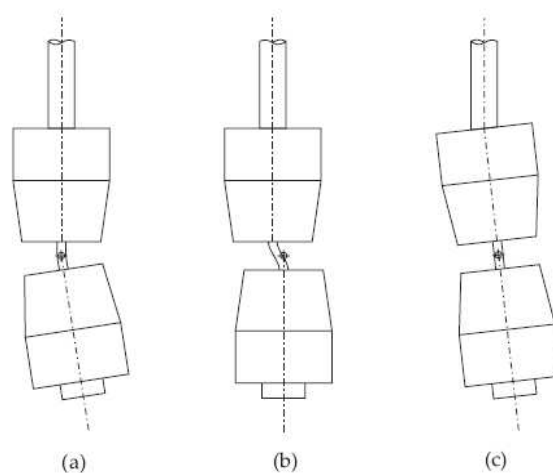


Figure 2. 22: Différents modes de désalignement ; (a) angulaire, (b) transverse, (c) combinaison angulaire et transverse

## **2.6) Conclusions**

Ce chapitre a essentiellement été consacré à la présentation des alliages étudiés et à celle des effets de processus d'anodisation sur la morphologie des surfaces des éprouvettes.

Pour l'alliage 2214, nous avons pu constater que le processus de décapage de Messier-Bugatti n'avait aucune influence sur la morphologie des surfaces traitées. Par contre, l'anodisation suivie d'un colmatage l'affecte significativement : nous avons observé des cavités provenant de la dissolution préférentielle des particules  $Al_2Cu$  mais surtout, nous avons observé tout un réseau de micro-fissures. Ce faïençage de la couche provient du colmatage. Les micrographies de quelques sections d'éprouvettes anodisées-colmatées montrent que, parfois, ces micro-fissures ont traversé complètement l'épaisseur de la couche d'oxyde.

Pour l'alliage 7050, nous avons pu constater que le procédé de décapage utilisé par AIRBUS affectait considérablement la morphologie de la surface des éprouvettes. Ce type de décapage attaque principalement les inclusions riches en cuivre, aboutissant à la formation de cavités. Les observations au MEB ont permis de constater que les inclusions étaient attaquées à leur périphérie ; certaines ont été complètement dissoutes, d'autres ne l'ont été que partiellement. L'observation des éprouvettes anodisées a permis de constater que la couche d'oxyde avait recouvert les plus petites cavités formées lors du décapage : la surface est de fait plus lisse. Par contre, nous avons pu constater que les plus grandes cavités n'étaient pas recouvertes par la couche d'oxyde : au contraire, il semble qu'elles se soient accentuées.



**CHAPITRE 3**  
**RESULTATS EXPERIMENTAUX**





## **Chapitre 3: Résultats Expérimentaux**

### **3.1) Introduction**

Dans ce chapitre, nous allons présenter les résultats des essais de fatigue que nous avons obtenus ainsi que les observations faites aux microscopes optique et électronique à balayage des faciès de rupture pour les deux alliages; i.e. 2214-T6 et 7050-T7451. Les résultats des essais sont représentés au travers de courbes de fatigue  $\sigma^{\max} - N_R$  - où  $\sigma^{\max}$  représente la contrainte maximale (nominale) appliquée. Les niveaux de contrainte ont été limités de façon à obtenir des durées de vie comprises entre  $10^4$  et  $10^6$  cycles.

La caractérisation des mécanismes d'endommagement et de rupture a constitué une part importante de ce travail de thèse. Pour les alliages d'aluminium à haute résistance, les particules intermétalliques situées en surface de pièce sont des sites communs pour l'amorçage de fissures dans la matrice. La taille et la forme de ces particules sont des caractéristiques importantes qui influencent cet amorçage. De même que la différence de raideur entre ces particules et la matrice peut être à l'origine d'une concentration de contrainte et d'une plasticité localisée au droit de la particule, ce qui augmente la probabilité d'amorçage de fissures de fatigue. Il était donc important d'effectuer des observations des faciès de rupture au microscope électronique à balayage. Ces examens fractographiques devaient nous permettre de déterminer les causes de la rupture et de comprendre les mécanismes d'endommagement en étudiant les caractéristiques des surfaces de rupture pour des éprouvettes usinées, découpées et anodisées. Ces analyses ont été faites sur toute la périphérie des surfaces de rupture de toutes les éprouvettes testées.

### **3.2) Résultats des essais de fatigue**

#### **3.2.1) Alliage 2214-T6**

Nous rappelons que dans le cas de l'alliage 2214-T6, les essais ont été réalisés en traction ondulée ( $R_\sigma = 0,1$ ) et purement alternée ( $R_\sigma = -1$ ). Les résultats des essais de fatigue obtenus pour le rapport de charge  $R_\sigma = 0,1$ , pour les éprouvettes cylindriques pour les états usinés et anodisés sont présentés [figure 3. 1](#). Les résultats obtenus pour les deux niveaux de rugosité d'usinage y sont reportés. Nous pouvons constater la très forte influence de la rugosité sur la tenue en fatigue.

Notons que cette influence est d'autant plus marquée que le niveau de contrainte appliquée est faible. Ainsi, à  $10^6$  cycles, pour la forte rugosité initiale ( $R_a=3,2\mu\text{m}$ ), l'abattement de la durée de vie est de 25% par rapport à la faible rugosité ( $R_a=0,8\mu\text{m}$ ). Tandis que pour les forts niveaux de contrainte, nous n'observons quasiment plus d'abattement. Cette diminution de l'abattement lorsque le niveau de contrainte augmente s'explique par le fait que, lorsque le niveau de contrainte augmente, la phase d'amorçage tend à perdre son caractère prédominant au bénéfice de la propagation car les défauts métallurgiques situés en surface, comme les précipités pré-fissurés que nous avons pu déceler à plusieurs reprises, sont fortement sollicités et génèrent de fortes concentrations de contrainte, qui prennent le dessus sur la concentration de contrainte liée à la rugosité. Par contre, pour les faibles niveaux de contrainte, pour lesquels la durée de vie est essentiellement consommée par la phase d'amorçage des fissures de fatigue, ces défauts préexistants perdent leur caractère prédominant, laissant le contrôle de la phase d'amorçage à la rugosité d'usinage et ce d'autant plus que le niveau de contrainte diminue.

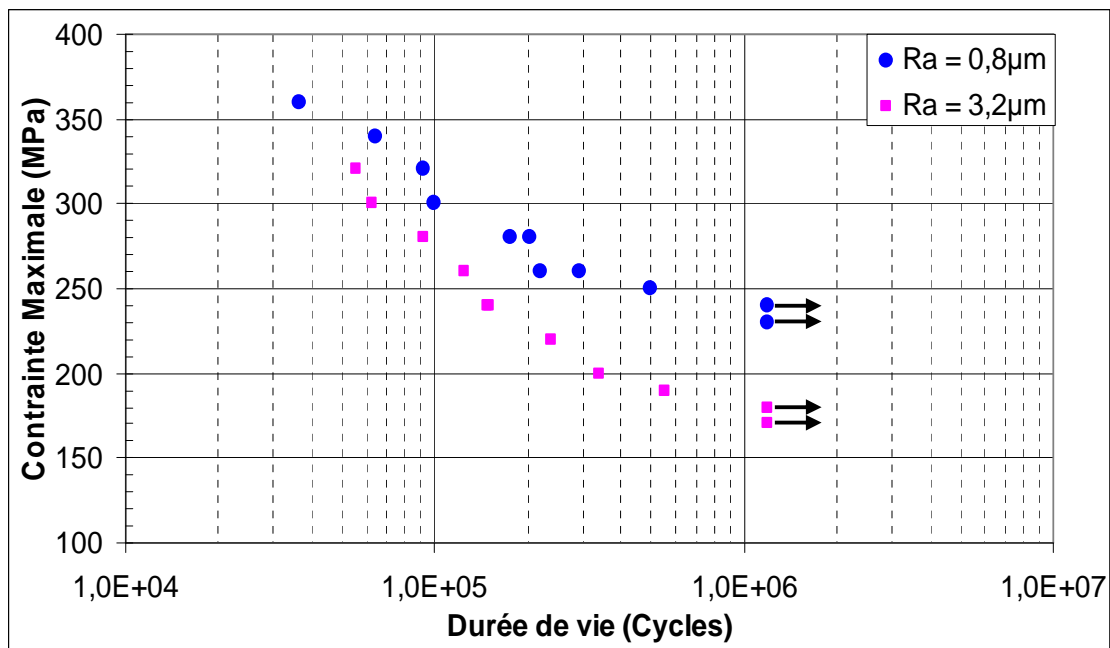


Figure 3. 1: Résultats de fatigue des éprouvettes cylindriques usinées 2214 (R<sub>σ</sub>= 0,1)

Les résultats des essais de fatigue réalisés sur les éprouvettes usinées puis décapées ne montrent aucun abatement de la tenue en fatigue par rapport aux éprouvettes usinées, comme le montre la [figure 3. 2](#). Ces résultats corèlent bien les observations des surfaces décapées faites au microscope optique : aucune dégradation, en particulier aucune cavité de décapage, na pu être observée. Le décapage utilisé par MESSIER-BUGATTI n'a pas d'influence sur la tenue en fatigue de l'alliage 2214.

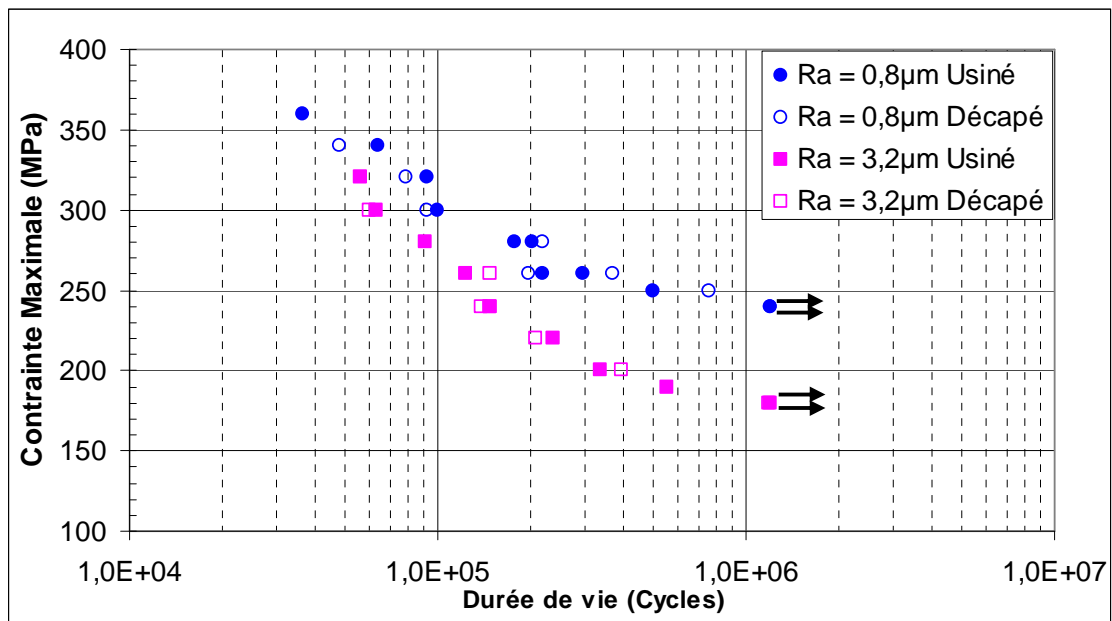


Figure 3. 2: Résultats de fatigue des éprouvettes usinées et puis décapées 2214 ( $R_{\sigma}=0,1$ )

La [figure 3. 3](#) et la [figure 3. 4](#) montrent les résultats des essais obtenus pour les éprouvettes anodisées. Nous avons reporté sur chacun de ces graphes les résultats des essais pour l'état usiné correspondant afin de mieux nous rendre compte des effets des traitements. Nous constatons que l'anodisation dégrade la résistance à la fatigue et ce à tous les niveaux de contrainte et quelle que soit la rugosité d'usinage initiale. Nous pensons que la réduction de la durée de vie en fatigue des éprouvettes anodisées est due à la nature fragile et poreuse de la couche d'oxyde et la présence du réseau de microfissures dans cette couche que nous avons pu observer.

La réduction de la durée de vie en fatigue pour les faibles niveaux de contrainte est légèrement plus importante que pour les niveaux de contrainte plus élevés. Ainsi, pour les

éprouvettes de faible rugosité initiale ( $R_a=0,8\mu\text{m}$ ) (figure 3.3), l'abatement de la durée de vie n'est que de 16% pour les forts niveaux de contrainte tandis qu'il atteint 35,4% pour les faibles niveaux de contrainte. Nous expliquons ceci par le fait que, pour les niveaux de contrainte élevés, de nombreux défauts s'amorcent très rapidement. Ces défauts peuvent avoir une taille du même ordre que la taille des défauts créés en surface lors de l'anodisation. Dans ces conditions, l'anodisation a un effet limité.

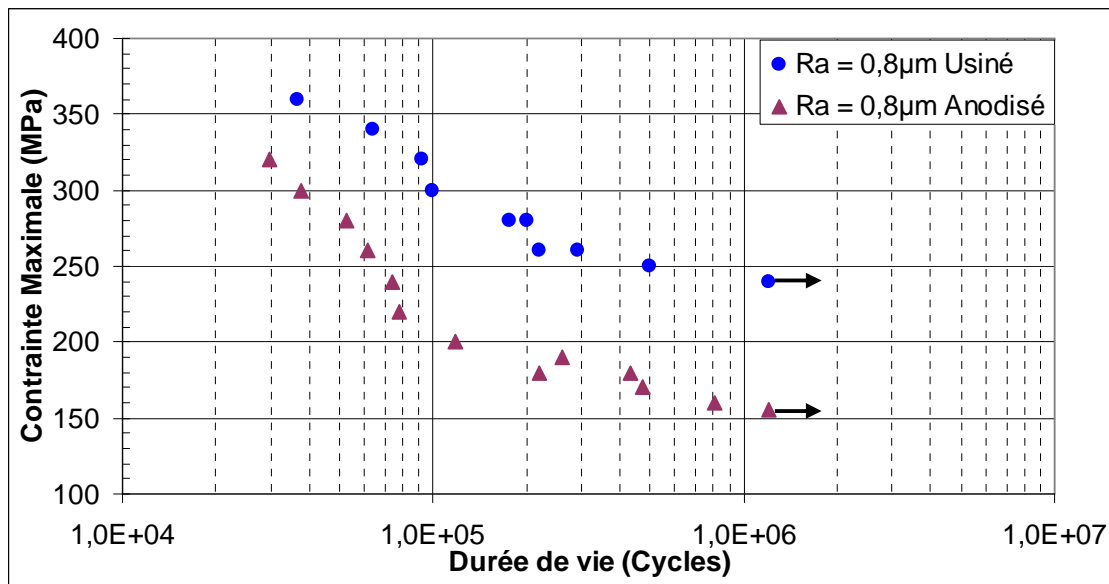


Figure 3. 3: Résultats de fatigue des éprouvettes de faible rugosité anodisées 2214 ( $R_\sigma=0,1$ )

Pour les éprouvettes de forte rugosité ( $R_a=3,2\mu\text{m}$ ) (figure 3.4), l'abatement observé est de 18% pour les forts niveaux de contrainte (ce qui est assez proche de celui observé pour la faible rugosité), et de 27% pour les faibles niveaux de contrainte. Il est intéressant de noter que, le niveau de contrainte diminuant, l'abatement de la tenue en fatigue dépend de plus en plus de la rugosité initiale : plus la rugosité initiale est faible, plus l'abatement causé par l'anodisation est important. Nous expliquons cela par le fait que, pour les niveaux de rugosité élevés, cette rugosité a tendance à homogénéiser la sensibilité du matériau à la répartition des défauts tandis que, dans le cas des faibles rugosités, le matériau est plus sensible à la répartition des sites d'amorçage que représentent les défauts préexistants ou ceux créés lors de l'anodisation. Cette sensibilité augmente d'autant plus que le niveau de contrainte diminue.

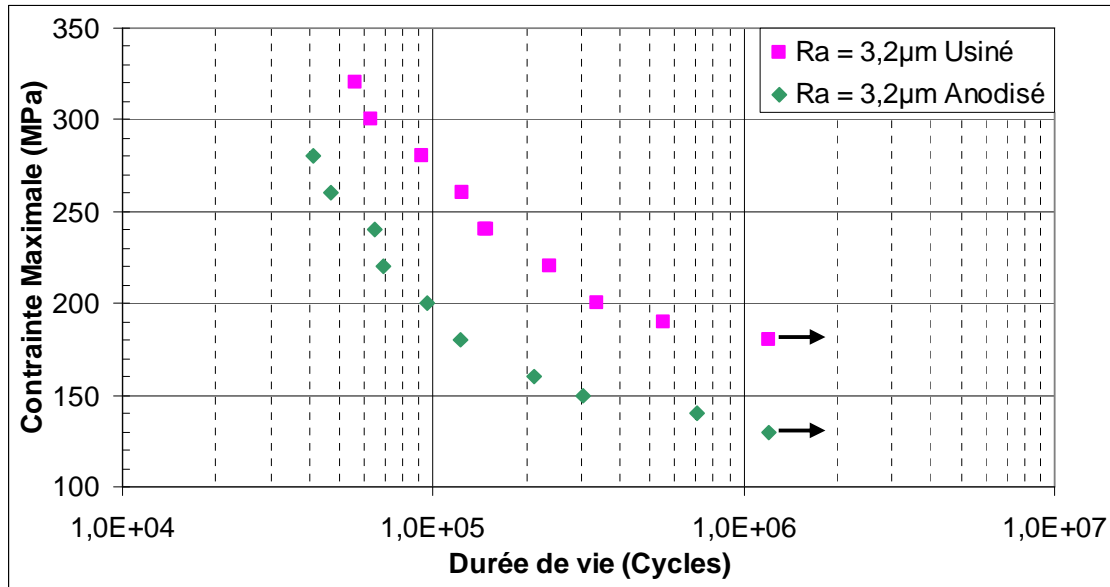


Figure 3. 4: Résultats de fatigue des éprouvettes de forte rugosité anodisées (R<sub>σ</sub>= 0,1)

Globalement, nous pouvons expliquer la diminution de la résistance à la fatigue observée entre les états usiné et anodisé par l'influence de la couche d'oxyde sur le nombre de cycles nécessaires pour amorcer des fissures et le nombre de cycles en propagation. Le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage est à notre avis fortement influencé par la présence dans la couche d'oxyde de cavités, et du réseau de microfissures. Par contre, nous pensons que le nombre de cycles en propagation est plus influencé par les interactions entre les fissures voisines émanant simultanément de ces défauts.

Nous avons regroupé sur un même graphique (figure 3. 5), les résultats des essais de fatigue obtenus pour les deux rugosités initiales, pour l'état anodisé. Nous pouvons constater qu'en deçà de 10<sup>5</sup> cycles, il n'y a pas d'influence significative de la rugosité initiale sur l'amplitude de l'abattement sur la résistance à la fatigue. Nous attribuons ceci à l'épaisseur de la couche d'oxyde. Etant donné sa très faible épaisseur (6µm) par rapport à la section totale de l'éprouvette, nous n'attendons pas d'effet prononcé de la présence de la couche sur la propagation des fissures qui correspond à l'essentiel de la durée de vie pour les niveaux de contrainte élevés. Par contre, l'amorçage de fissure étant fortement influencée par l'état de surface, il est logique d'observer une influence de l'épaisseur de la couche anodique sur la phase d'amorçage et donc sur la durée de vie pour les faibles niveaux de contrainte pour lesquels l'essentiel de la durée de vie correspond à l'amorçage.

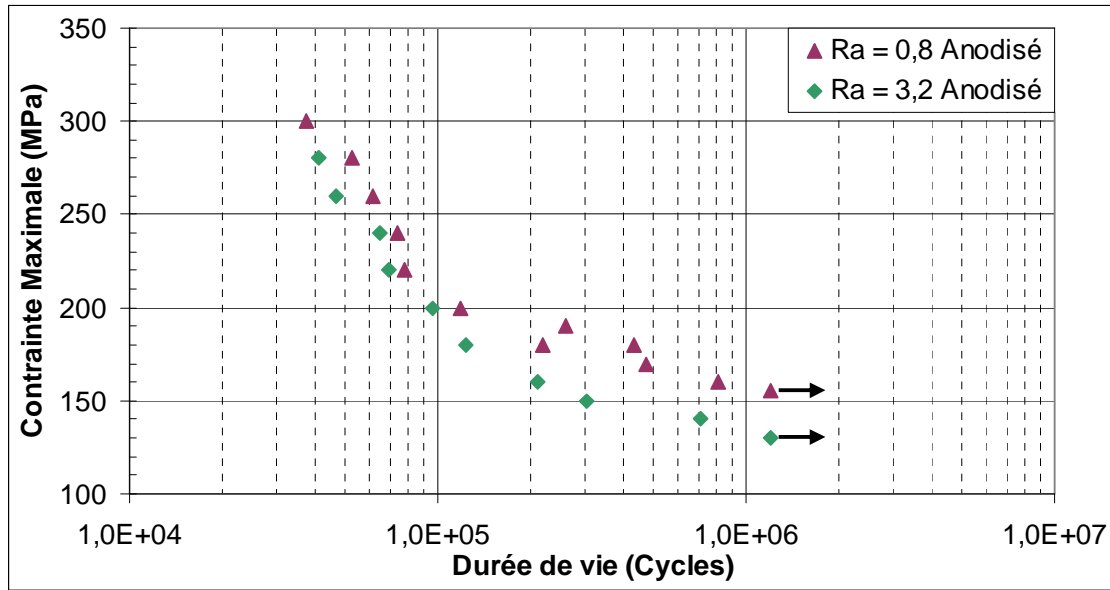


Figure 3. 5: Résultats de fatigue pour éprouvettes anodisées et les deux niveaux de rugosité ( $R_{\sigma}=0,1$ )

Pour l'alliage 2214, la plupart des essais ont été réalisés en traction ondulée ( $R_s=0,1$ ). Nous avons également réalisé quelques essais en traction purement alternée ( $R_s=-1$ ) pour nous rendre compte de l'influence de l'anodisation sur l'influence du rapport de charge sur la tenue en fatigue, influence par ailleurs bien connue des spécialistes de la fatigue : plus la contrainte moyenne augmente, plus la limite d'endurance diminue. Cette influence est à la base des critères de fatigue (Haig, Sinès, Crosland ...).

La figure 3. 6 montre les résultats des essais de fatigue obtenus pour le rapport de charge  $R = -1$  dans le cas des éprouvettes de faible rugosité d'usinage, et les états usiné et anodisé. Nous retrouvons un abattement de la tenue en fatigue. L'abattement atteint 41% pour les plus faibles niveaux de contrainte tandis que dans le cas du rapport de charge  $R = 0,1$ , il n'est que de 35,4%. Cependant, la présence de la couche d'oxyde ne modifie pas de façon significative l'influence du rapport de charge comme le montre la figure 3. 7 sur laquelle nous avons établi les diagrammes de Haig pour  $10^6$  cycles pour les deux états : les pentes des deux segments ne diffèrent pas notablement : -0,418 pour l'état usiné et -0,394 pour l'état anodisé.

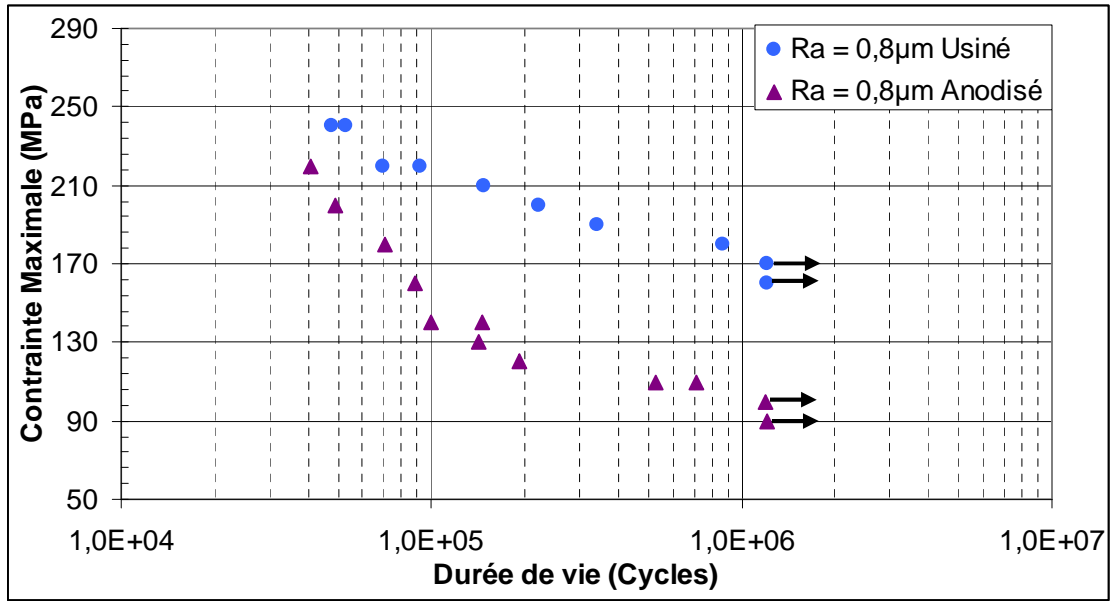


Figure 3. 6: Résultats de fatigue des éprouvettes anodisées de faible rugosité 2214 ( $R_{\sigma} = -1$ )

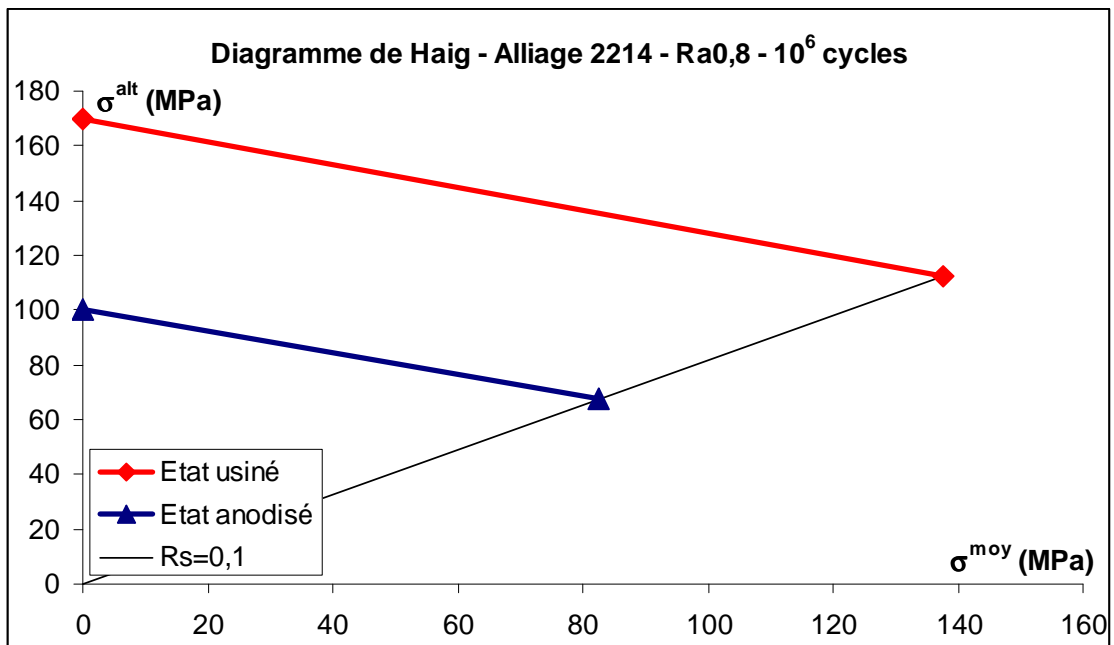


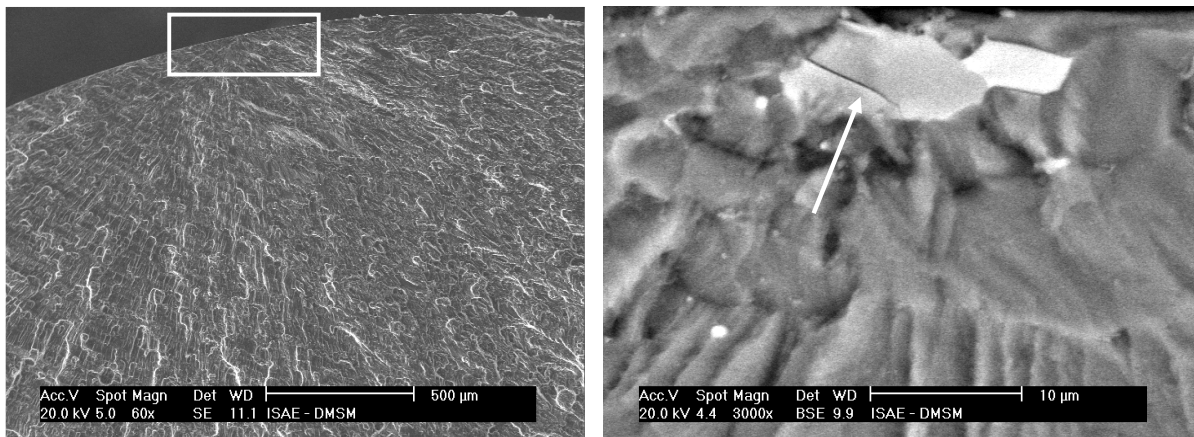
Figure 3. 7: Diagrammes de Haig pour l'alliage 2214-T6, Ra=0,8, pour  $10^6$  cycles pour les états usiné et anodisé



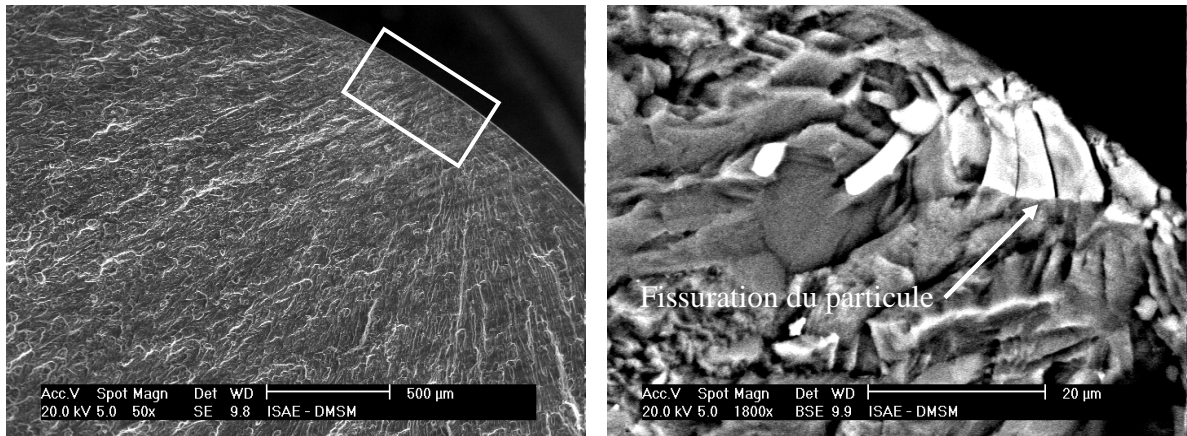
### 3.2.2) Analyse des faciès de rupture

#### 3.2.2.1) Cas des éprouvettes usinées

Dans le cas des éprouvettes usinées, sans traitement de la surface ultérieur, les fissures de fatigue se sont amorcées à partir de la fissuration des particules intermétalliques, comme le montrent la [figure 3. 8](#) et la [figure 3. 9](#). L'analyse en spectroscopie à dispersion d'énergie a permis de montrer que ces particules étaient des particules du type AlSiMnFeCu. Les particules  $Al_2Cu$  n'ont joué aucun rôle important pour l'amorçage des fissures de fatigue : aucune trace de décohésion entre ces particules et la matrice n'a pu être clairement observée, ce qui aurait pu nous indiquer un rôle quelconque. Ces analyses confirment le rôle particulièrement important des précipités intermétalliques dans les mécanismes de fissuration par fatigue des alliages d'aluminium à haute résistance. Nous avons pu également observer que le nombre de sites d'amorçage dépendait du niveau de contrainte appliqué et de la rugosité de surface. Pour les plus forts niveaux de contrainte, plusieurs sites d'amorçage ont pu être identifiés et la rupture s'est produite simultanément dans différentes sections de l'éprouvette conduisant à un faciès de rupture caractéristique.

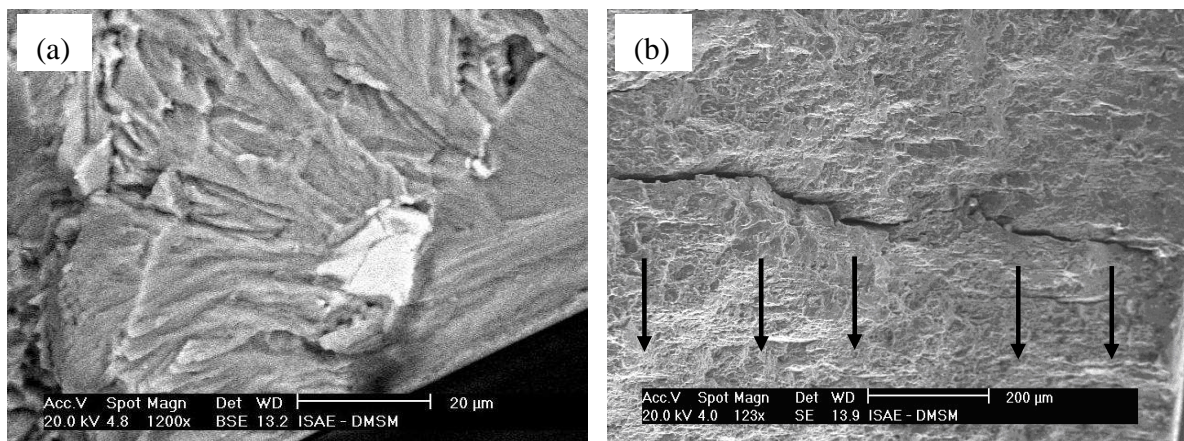


**Figure 3. 8: Amorçage sur une particule fissurée éprouvette MC127 ( $R_a=0,8\mu m$ ) -  $\sigma_{max}=250MPa$ ,  $N_f=564325$  cycles.**



**Figure 3. 9: Site d’amorçage de fissure**  
 éprouvette MC33 ( $R_a=3,2\mu\text{m}$ ) -  $\sigma_{\text{max}}=220\text{MPa}$ ,  $N_f=237694$  cycles

Dans certains cas, les particules intermétalliques à l’origine de l’amorçage de la fissure de fatigue, ne débouchaient pas à la surface de l’éprouvette, mais étaient situées en sous-surface près de la surface : une dizaine de microns (figure 3. 10a). Certaines observations au microscope électronique ont permis de constater dans ce cas la présence de fissures secondaires que se sont développées perpendiculairement à la direction de propagation de la fissure principale, comme le montre la figure 3. 10b. Cependant, aucun lien n’a pu être pour le moment établi entre la présence de ces fissures secondaires et le fait que le précipité à l’origine de la fissure principale soit situé sous la surface.



**Figure 3. 10: (a) particule près de surface**  
**(b) fissures secondaires s’étant propagées perpendiculairement à la fissure principale**  
 éprouvette MC 34

Nous avons mesuré les tailles des particules trouvées dans les sites d'amorçage. Nous avons pu constater que celles-ci correspondaient à la taille moyenne des particules intermétalliques. Nous avons constaté que les particules de taille moyenne sont plus nombreuses dans cet alliage : la probabilité de trouver une particule de cette taille en fond de strie d'usinage est donc statistiquement plus forte. Sur la [figure 3. 11](#), nous avons reporté le nombre de cycles à rupture en fonction de la taille des particules à l'origine des fissures. Comme nous pouvons le constater, les plus petites particules ne correspondent pas forcément aux plus grandes durées de vie et vice-versa. Cela peut s'expliquer par le fait que certaines particules (AlSiMnFeCu) pourraient être fissurées avant le cyclage, soit pendant le processus du laminage, soit pendant le traitement thermique, entraînant la disparition de la phase d'amorçage. Une autre raison peut être que la taille des particules intermétalliques responsables de l'amorçage, dans le cas de cet alliage, est très faible (une dizaine de microns) et les fissures qui s'y sont amorcées ont un comportement de type « fissure courte ». Or nous savons que les vitesses de propagation de ces fissures courtes sont supérieures aux vitesses de propagation des fissures dites longues, entraînant une diminution de la durée de vie.

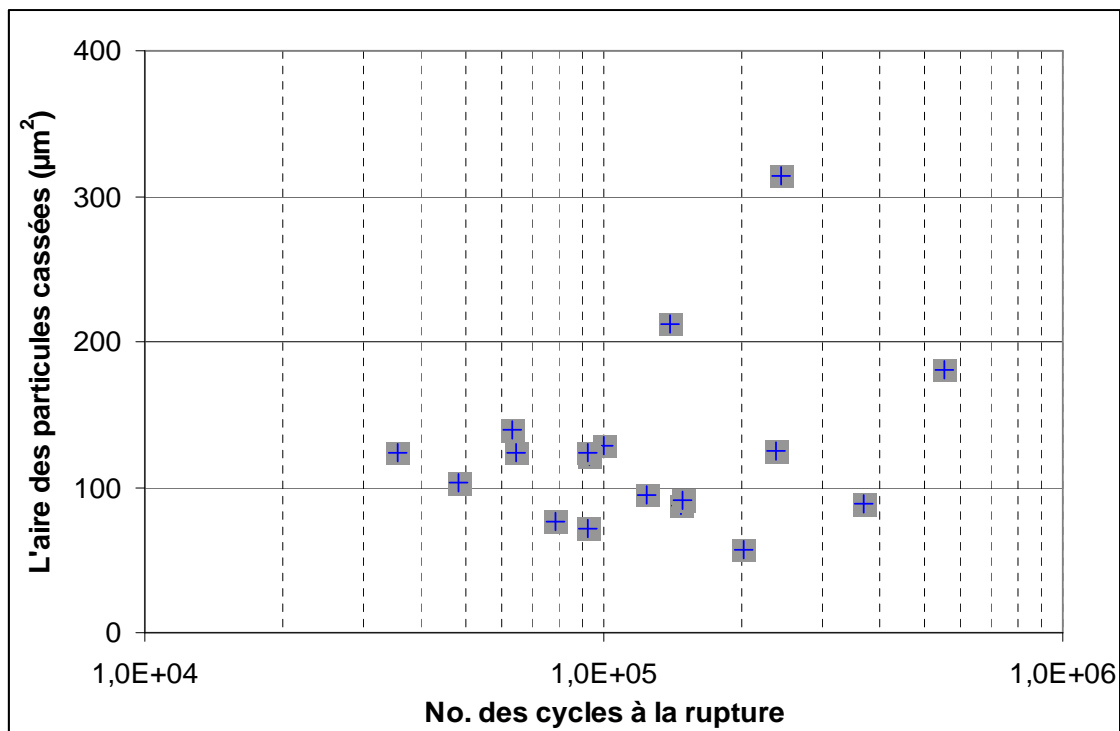


Figure 3. 11: Alliage 2214 état usiné durée de vie en fatigue en fonction taille des particules à l'origine des amorçages.

### 3.2.2.2) Cas des éprouvettes décapées

L'analyse au MEB des faciès de rupture des éprouvettes décapées a permis de constater les mêmes mécanismes d'endommagement. Toutes les fissures se sont initiées à partir de particules intermétalliques situées en surface des éprouvettes (figure 3. 12). Ces observations confirment le constat qui a pu être fait en comparant les résultats des essais pour les éprouvettes usinées et décapées. En effet, le décapage tel qu'il est réalisé par MESSIER-BUGATTI, n'altère en rien la surface du matériau étudié et n'entraîne aucun abatement de la tenue en fatigue.

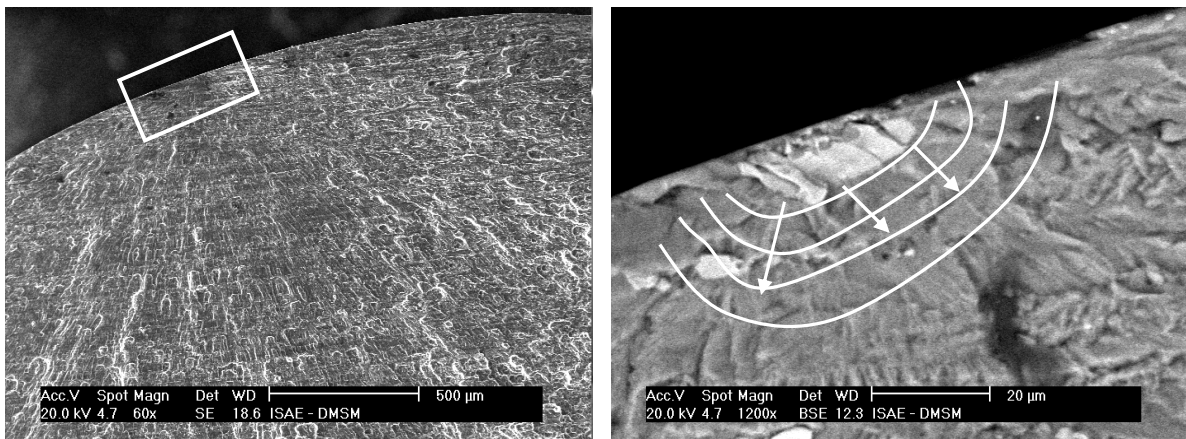
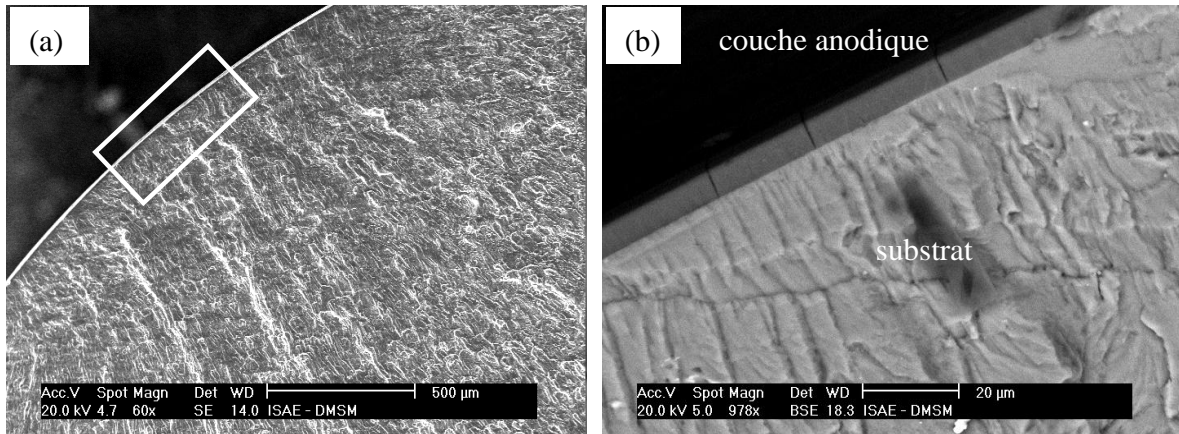


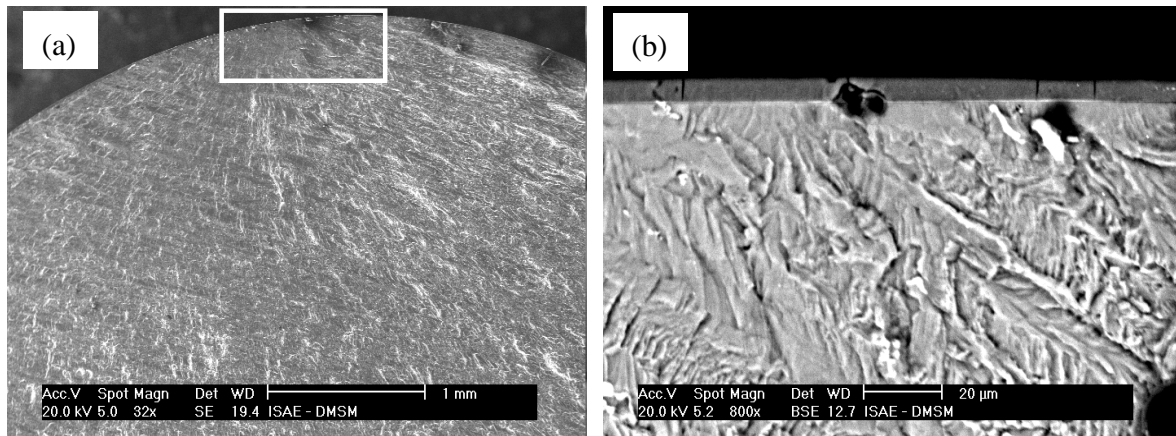
Figure 3. 12: Observation fractographique éprouvette MC78 ( $R_a=0,8\mu\text{m}$  décapé) -  $\sigma_{\text{max}}=280\text{MPa}$ ,  $N_f=219436$  cycles.

### 3.2.2.3) Cas des éprouvettes anodisées

Pour les éprouvettes anodisées (puis colmatées) testées, nous avons pu observer plusieurs sites d'amorçage de fissures de fatigue, fissures qui se sont simultanément propagées pour conduire à la rupture. L'examen au MEB a permis d'observer la présence de fissures multiples dans l'épaisseur de la couche d'oxyde. Ces fissures ont sans aucun doute un effet de concentrateur de contrainte et participent à la création des sites d'amorçage pour le substrat. Par ailleurs, la très bonne cohésion entre la couche et le substrat peut également constituer un facteur favorable à l'amorçage des fissures dans le substrat à partir des fissures de la couche, comme le montre la figure 3. 13 et la figure 3. 14.

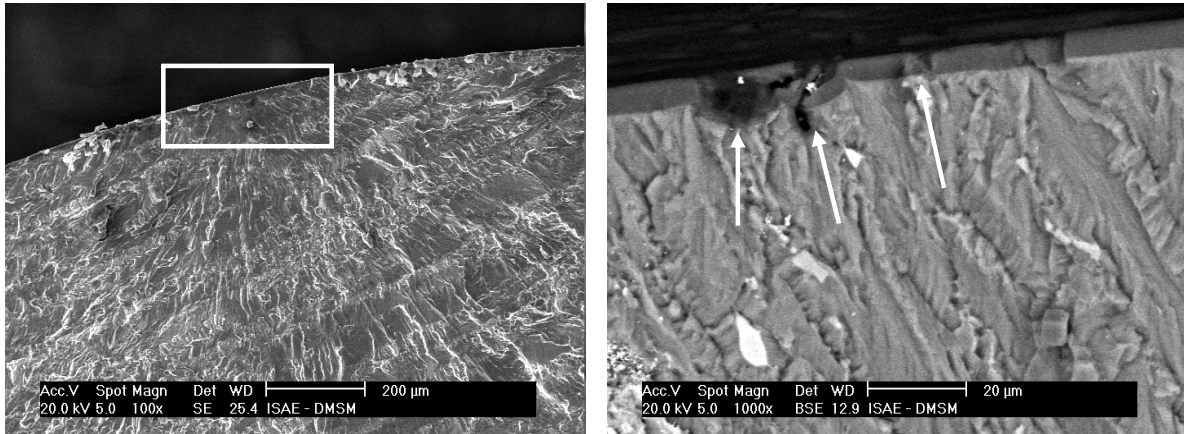


**Figure 3. 13: Fissuration de la couche et propagation dans le substrat éprouvette MC112 ( $R_a=0,8$  anodisée) -  $\sigma_{max}=180MPa$ ,  $N_f= 434094$  cycles**



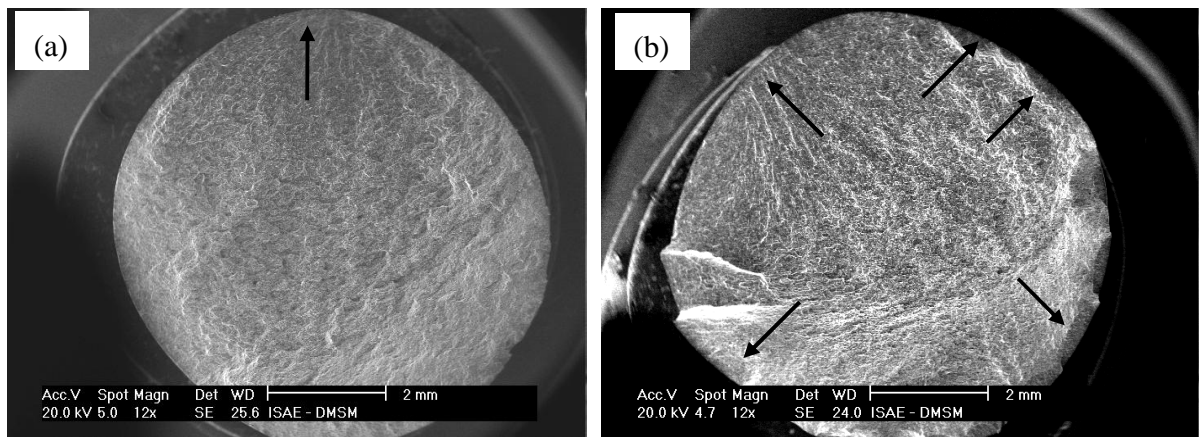
**Figure 3. 14: Fissuration de la couche et propagation dans le substrat éprouvette MC96 ( $R_a=0,8$  anodisée) -  $\sigma_{max}=130MPa$ ,  $N_f= 141328$  cycles.**

Associé à la présence de ce réseau de microfissures, nous avons pu observer la présence de défauts ponctuels que nous pouvons assimiler à des cavités. Ces défauts se sont révélés être parfois à la source de l'amorçage des fissures dans le substrat, comme cela peut être observé sur la [figure 3. 15](#) (flèches blanches). Ces défauts se comportent également comme des concentrateurs de contrainte et à ce titre, constituent donc bien des sources potentielles d'amorçage de fissure. Ce phénomène d'amorçage à partir de la couche et des cavités a été observé pour les deux rugosités et les deux rapports de charge. Nous pouvons donc conclure que, pour les éprouvettes anodisées, la couche d'oxyde joue un rôle prépondérant dans l'amorçage des fissures. Les particules intermétalliques n'ont joué aucun rôle dans l'amorçage des fissures de fatigue pour les éprouvettes anodisées contrairement au cas des éprouvettes usinées ou découpées.



**Figure 3. 15: Sites d'amorçage liés à aux défauts dans la couche (flèches blanches) éprouvette MC 16 ( $R_a=3,2\mu\text{m}$ ) -  $\sigma_{\text{max}}=200\text{MPa}$ ,  $N_f= 95876$  cycles**

Par ailleurs, pour un même niveau de contrainte appliquée, le nombre de fissures ayant propagé est bien plus important dans le cas des éprouvettes anodisées que dans le cas des éprouvettes usinées (figure 3. 16). Les faciès de rupture ne sont pas plans, ce qui met en évidence que la rupture s'est produite par suite de la propagation de plusieurs fissures qui se sont amorcées dans la couche puis qui ont coalescé. Nous avons pu également observer ce phénomène de multi fissuration dans le cas des éprouvettes usinées de forte rugosité et dans une moindre mesure, pour les éprouvettes usinées de faible rugosité, mais l'anodisation accentue ce phénomène. Comme cela avait pu être observé dans le cas des éprouvettes usinées, l'augmentation du niveau de contrainte accentue encore plus ce phénomène : les deux effets se cumulent (figure 3. 17).



**Figure 3. 16: (a) Site d'amorçage unique dans le cas d'une éprouvette usinée -  $\sigma_{\text{max}}=260\text{MPa}$ ,  $N_f=219640$  cycles (b) Sites d'amorçage multiples dans le cas d'une éprouvette anodisée -  $\sigma_{\text{max}}=260\text{MPa}$ ,  $N_f= 61548$  cycles.**

Ces influences peuvent aisément s'expliquer par la présence en surface de nombreux défauts de diverses tailles. Dans le cas des chargements de faible niveau, seuls le ou les quelques défauts parmi les plus grands vont donner naissance à des fissures qui se propageront. Par contre, pour les chargements de fort niveau, beaucoup plus de défauts, y compris ceux de petite taille, donneront naissance à des fissures. Ce phénomène est alors accentué dans le cas des éprouvettes anodisées car les multiples fissures amorcées depuis la couche, qui se propagent de façon indépendante, vont très vite coalescer avec les fissures avoisinantes. Il est donc possible de conclure que l'abatement de la tenue en fatigue observé pour les éprouvettes anodisées provient principalement de l'augmentation du nombre de sites d'amorçage et d'un régime de propagation plus rapide du fait de la proximité de ces sites. L'augmentation de la vitesse de propagation peut être expliquée par les coalescences successives de ces multiples fissures.

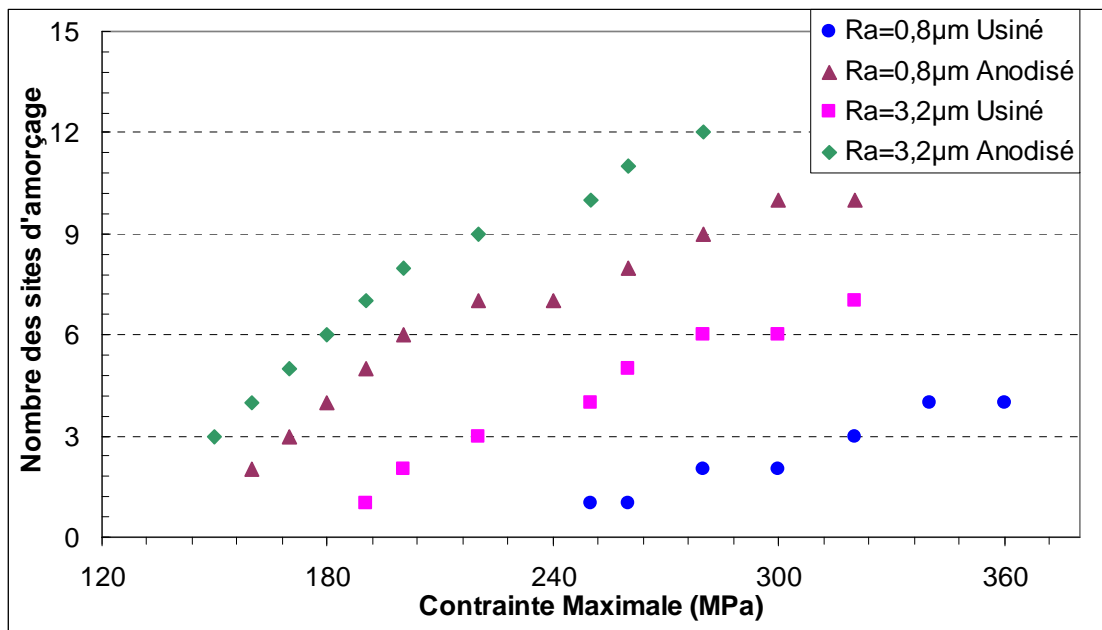


Figure 3. 17: Nombre des sites d'amorçage en fonction de la contrainte appliquée pour l'alliage 2214 ( $R_\sigma = 0,1$ )

Par ailleurs, nous avons observé plusieurs fissures dans de nombreuses sections des éprouvettes anodisées (figure 3.18a). La plupart de ces fissures ont pris naissance au fond des vallées des stries d'usinage et se sont amorcées sur des cavités d'anodisation (figure 3.18b). L'observation d'une coupe longitudinale de ces éprouvettes a permis de mettre en évidence que la couche d'oxyde (bande sombre) suivait parfaitement le profil de rugosité d'usinage (figure 3.18c).

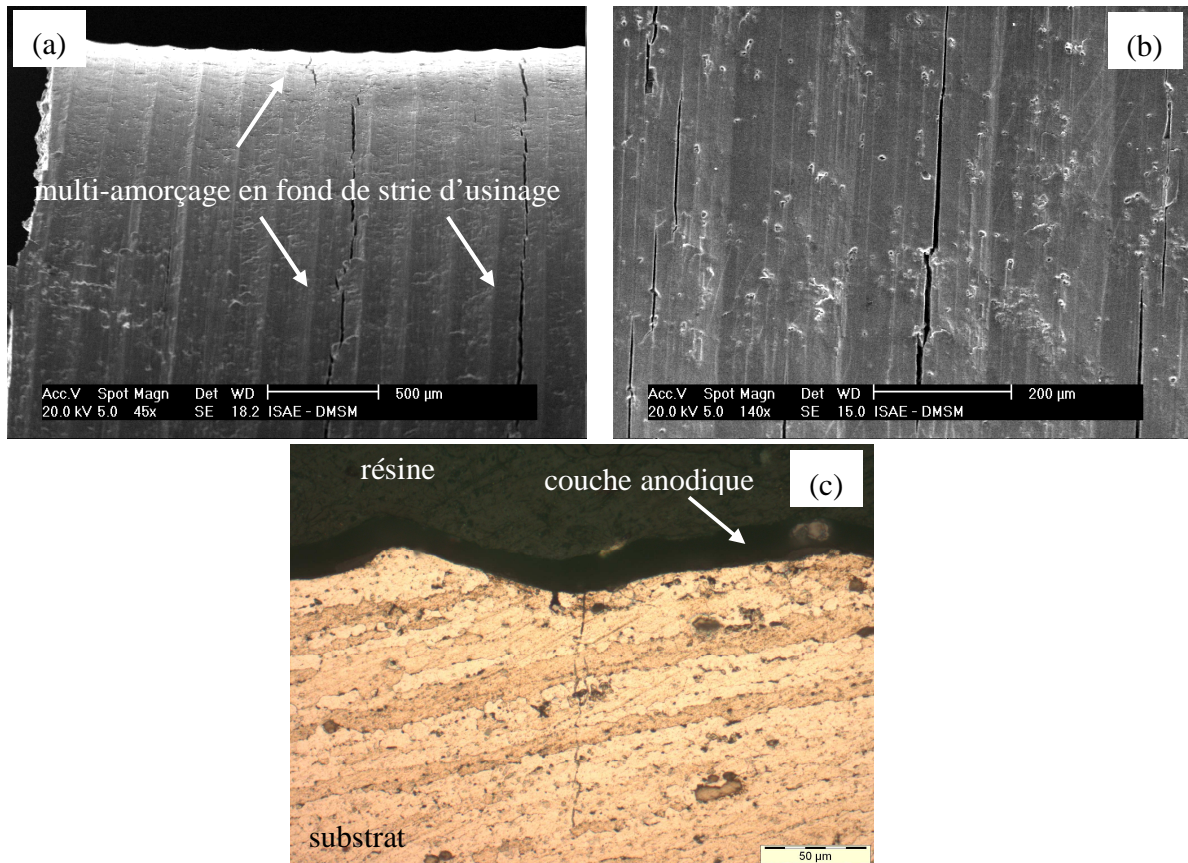


Figure 3. 18: Amorcage et propagation de fissures en fond de strie d'usinage dans le cas d'une éprouvette anodisée de forte rugosité – (a) et (b) vue de la surface et (c) et coupe longitudinale  $\sigma_{\max}=220\text{MPa}$ ,  $N_f=68908$



### 3.2.3) Alliage 7050-T7451

Les éprouvettes cylindriques et prismatiques ont été testées respectivement en traction cyclique et en flexion 4 points avec un rapport de charge  $R_s$  0,1. Pour les éprouvettes cylindriques, les résultats sont présentés sur la [figure 3. 19](#) qui montre la durée de vie en fonction de la contrainte maximale appliquée, pour les deux niveaux de rugosité  $R_a = 0,8\mu\text{m}$  et  $3,2\mu\text{m}$ . Pour les éprouvettes de forte rugosité, la durée de vie en fatigue diminue et cet effet est plus important pour les faibles niveaux de contrainte, pour lesquels la phase d’amorçage est prépondérante sur la phase de propagation. A  $10^6$  cycles, la diminution dans la limite de fatigue est de 29,4% par rapport à celle obtenue pour la faible rugosité. Cette diminution n’est plus que de 15% pour  $5.10^4$  cycles

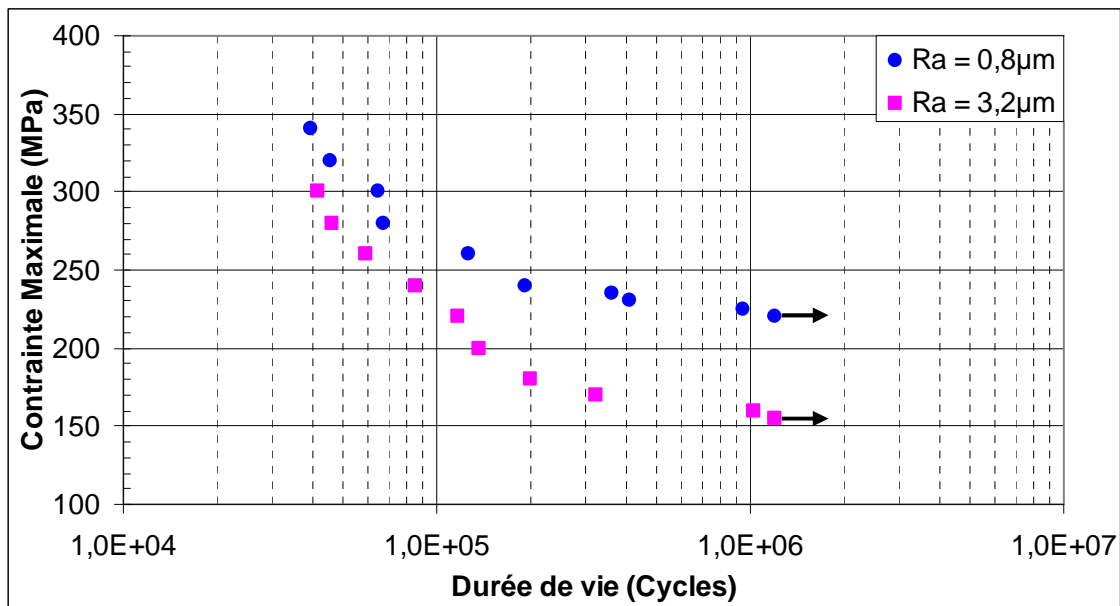


Figure 3. 19: Résultats de fatigue des éprouvettes cylindriques usinées 7050 ( $R_s = 0,1$ )

Les courbes de fatigue pour les éprouvettes après traitement de surface, c'est-à-dire après décapage et anodisation (pour les deux niveaux de rugosité d’usinage), sont présentées sur les [figures 3.20](#) à [3.22](#). Elles traduisent l’influence de chaque phase du traitement d’anodisation réalisé suivant le protocole AIRBUS sur la résistance à la fatigue, en prenant les éprouvettes usinées comme la référence. Nous constatons que le décapage réduit considérablement la durée de vie en fatigue et que cet abattement augmente lorsque le niveau de contrainte diminue. La

résistance à la fatigue décroît de 220MPa à 150MPa dans le cas de la faible rugosité initiale (0,8 $\mu$ m) (figure 3.20) tandis que pour la forte rugosité initiale (3,2 $\mu$ m) (figure 3.21) elle diminue de 155MPa à 115MPa. Cette réduction causée par le décapage peut être associée à la dégradation de l'état de surface que nous avons pu observer sur les éprouvettes avant essais (voir chapitre 2, section 2.2.2.5). Les cavités de décapage à la surface de l'éprouvette jouent un rôle très important en facilitant l'amorçage des fissures par effet de concentration de contrainte, et en multipliant le nombre de sites d'amorçage. Un autre aspect important que nous pouvons observer est que cet effet du décapage est plus prononcé dans le cas de la faible rugosité initiale (la diminution de la résistance à la fatigue à 10<sup>6</sup> cycles est de 32%) que dans le cas des éprouvettes de forte rugosité initiale (la diminution de la résistance à la fatigue, toujours à 10<sup>6</sup> cycles, n'est que de 26%).

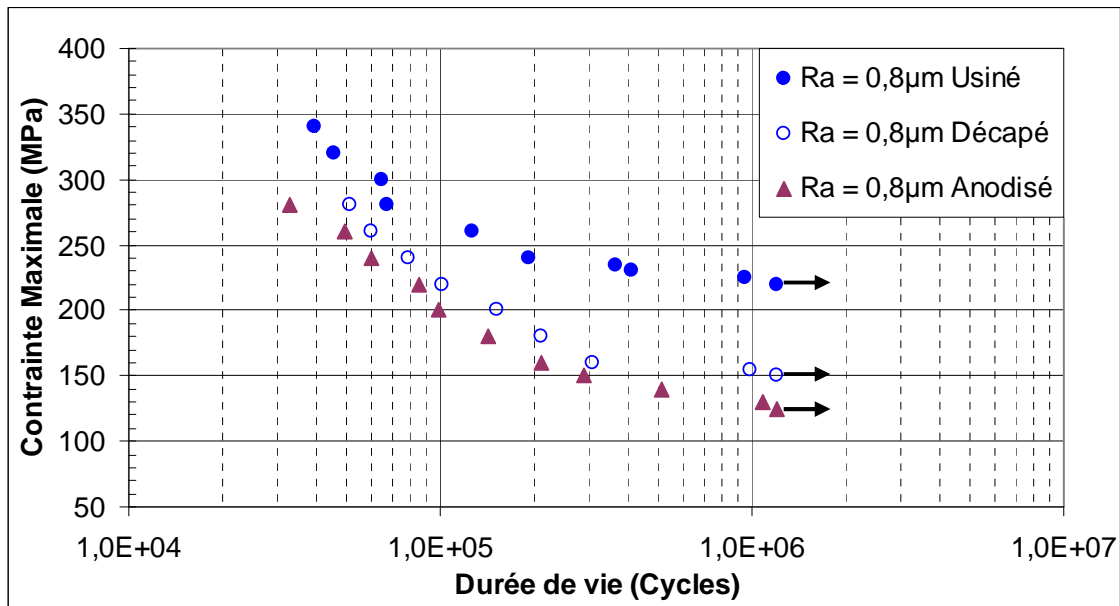


Figure 3. 20: Résultats de fatigue obtenus sur éprouvettes cylindriques décapées et anodisées de faible rugosité essais en traction cyclique (R= 0,1)

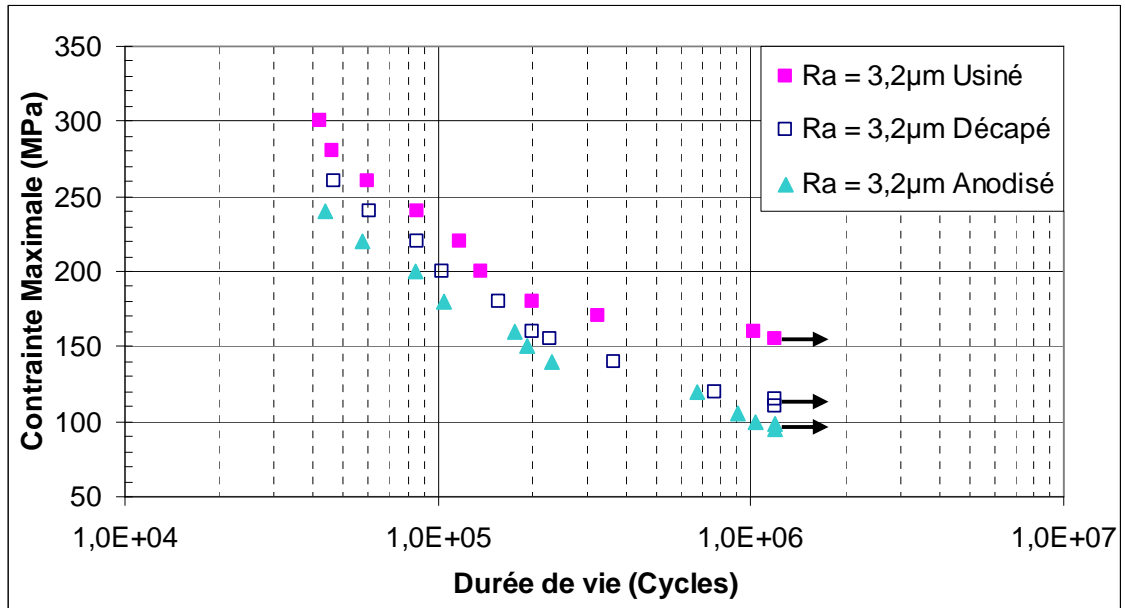


Figure 3. 21: Résultats de fatigue obtenus sur éprouvettes cylindriques décapées et anodisées de forte rugosité essais en traction cyclique ( $R_\sigma= 0,1$ )

Par contre, nous ne constatons pas d'effet particulier du type de chargement sur l'abatement en fatigue (figure 3.20 et figure 3.21).

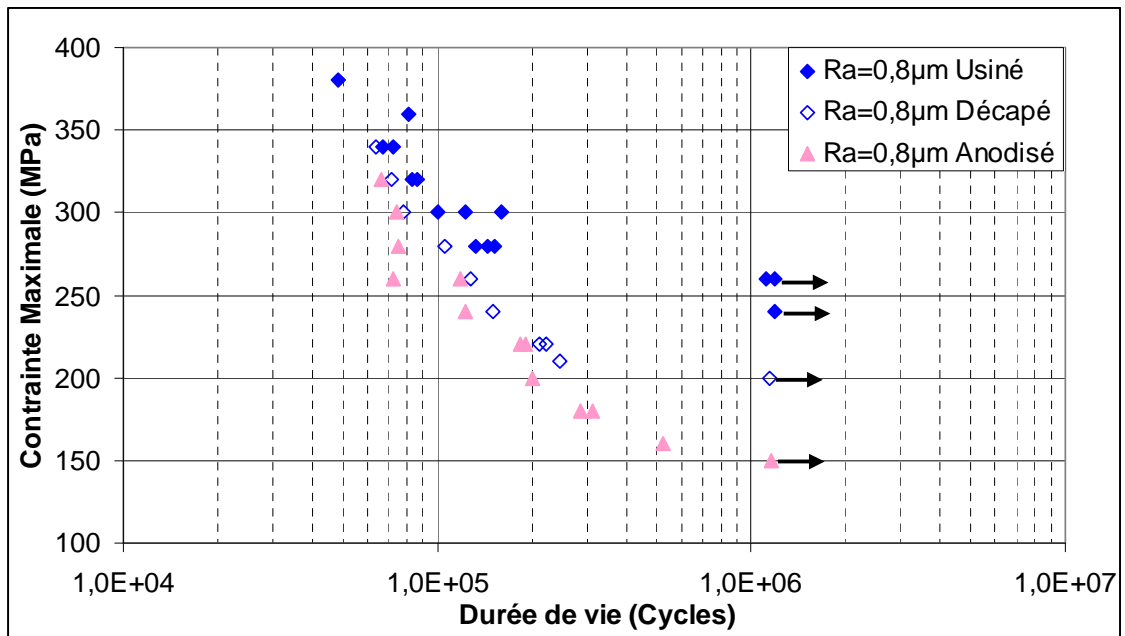


Figure 3. 22: Résultats de fatigue des éprouvettes prismatiques décapées et anodisées de faible rugosité essais en flexion plane 4 points ( $R= 0,1$ )

Ces courbes montrent également un abattement supplémentaire de la tenue en fatigue causée par l'opération d'oxydation anodique, mais cet abattement est très faible comparativement à celui causé par le décapage. Pour la faible rugosité initiale, cette diminution par anodisation (en comparaison avec l'état décapé) est de 8% (à  $10^6$  cycles) tandis que pour la forte rugosité initiale, elle est de 11%. Nous attribuons cette diminution supplémentaire de la résistance à la fatigue pour les éprouvettes anodisées à l'agrandissement des cavités qui avaient été créées lors du décapage. Par contre, et contrairement à ce que nous avons pu constater pour l'alliage 2214 anodisé suivant le protocole MESSIER, dans le cas de l'alliage 7050 anodisé suivant le protocole AIRBUS, la couche d'oxyde ne joue pas un rôle important sur l'abattement de la tenue en fatigue de cet alliage.

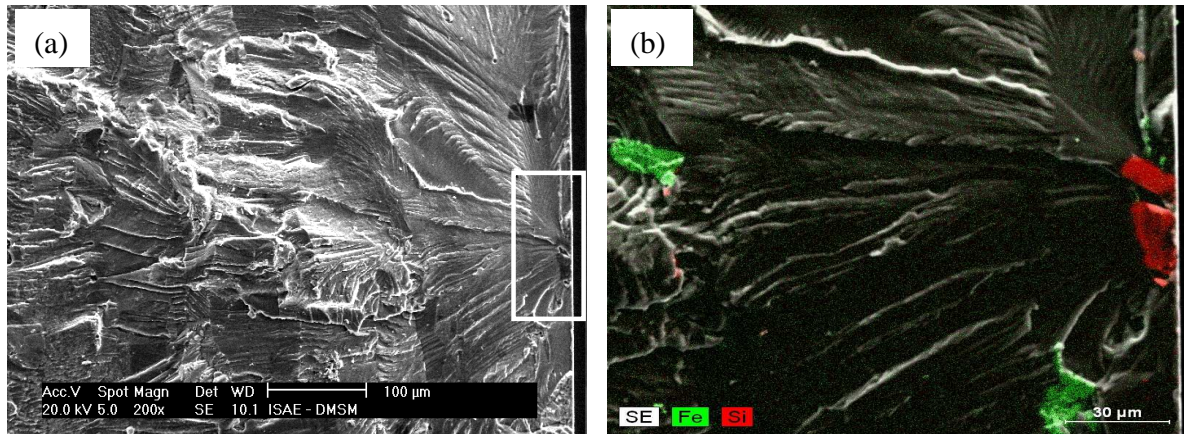
### **3.2.4) L'analyse des faciès de rupture**

#### **3.2.4.1) Cas des éprouvettes usinées**

Nous avons réalisé des examens au MEB de toutes les éprouvettes testées pour identifier les mécanismes d'endommagement de fatigue et les causes de l'abattement que nous avons pu observer lors des essais de fatigue entre les divers états.

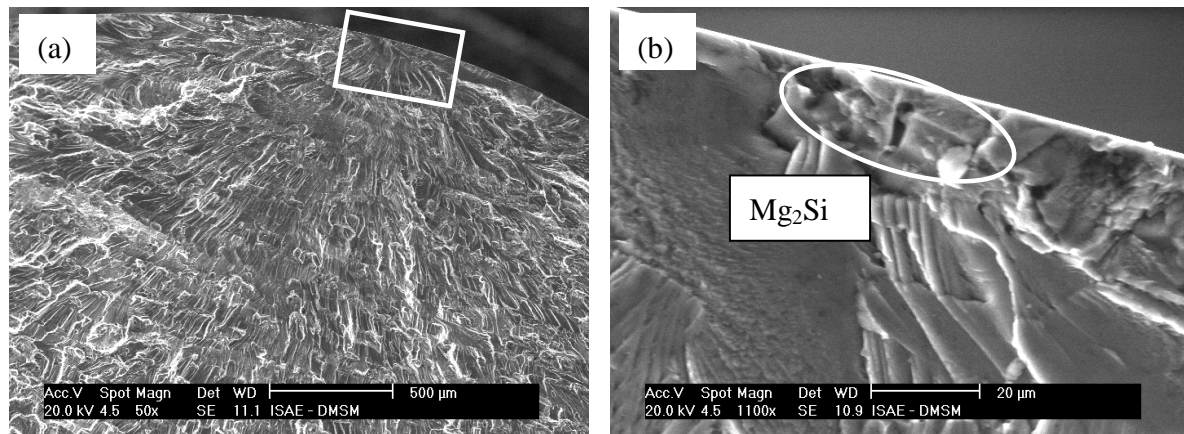
Pour les éprouvettes usinées, les observations et les analyses par SDE ont montré que deux types de particules étaient responsables de l'amorçage des fissures de fatigue. Presque toutes les fissures de fatigue se sont amorcées à partir de particules intermétalliques  $Mg_2Si$  et  $Al_7Cu_2Fe$ . Par contre, nous n'avons décelé aucune fissure amorcée à partir de particules de type  $Al_2CuMg$  que l'on retrouve également dans la microstructure de ces alliages.

Nous avons également constaté que les particules  $Mg_2Si$  sur lesquelles se sont amorcées les fissures étaient elle-même rompues. Les fissures amorcées sur ces particules se sont alors propagées vers l'interface puis dans la matrice. Ce phénomène est illustré par la [figure 3. 23](#) sur laquelle nous distinguons parfaitement la particule à l'origine de la fissure, qui est scindée en deux. Cependant, le plan de rupture de la particule ne coïncide pas forcément avec le plan de la fissure qui s'est développée à partir de cette particule.



**Figure 3. 23: Fissuration d'une particule  $Mg_2Si$  à l'origine de l'amorçage éprouvette prismatique 38 ( $R_a=0,8\mu m$ ) -  $\sigma_{max}=280MPa$ ,  $N_f=153165$  cycles**

Pendant l'analyse au MEB des microstructures des alliages, après réception de la matière, nous n'avons pas observé le rupture de ces particules intermétalliques  $Mg_2Si$ . Par ailleurs, nous n'avons observé aucun signe d'une quelconque décohésion entre les particules à l'origine des fissures et la matrice. Nous pouvons donc conclure, avec une quasi certitude, que la fissuration des particules  $Mg_2Si$  a été causée par le chargement de fatigue.



**Figure 3. 24: Faciès de rupture éprouvette cylindrique ( $R_a=0,8\mu m$ ) -  $\sigma_{max}=225MPa$ ,  $N_f=945194$  cycles**

Par contre, les amorçages à partir des particules  $Al_7Cu_2Fe$  ont toujours commencé à l'interface entre la particule et la matrice ; la [figure 3. 25](#) et la [figure 3. 26](#) en donnent une illustration. Au niveau des sites d'amorçage, nous n'avons pu observer aucune fissuration de ces particules, ni de décohésion entre ces particules et la matrice.

Nous avons pu constater également que les fissures amorçées ont rapidement pris une forme semi-elliptique. La taille moyenne des particules à l'origine des amorçages des fissures est d'environ 12 $\mu\text{m}$ . Dans plusieurs éprouvettes, qui ont été testées à fort niveau de contrainte, nous avons pu observer plusieurs fissures et parfois deux fissures très voisines qui ont coalescé pour former une fissure unique.

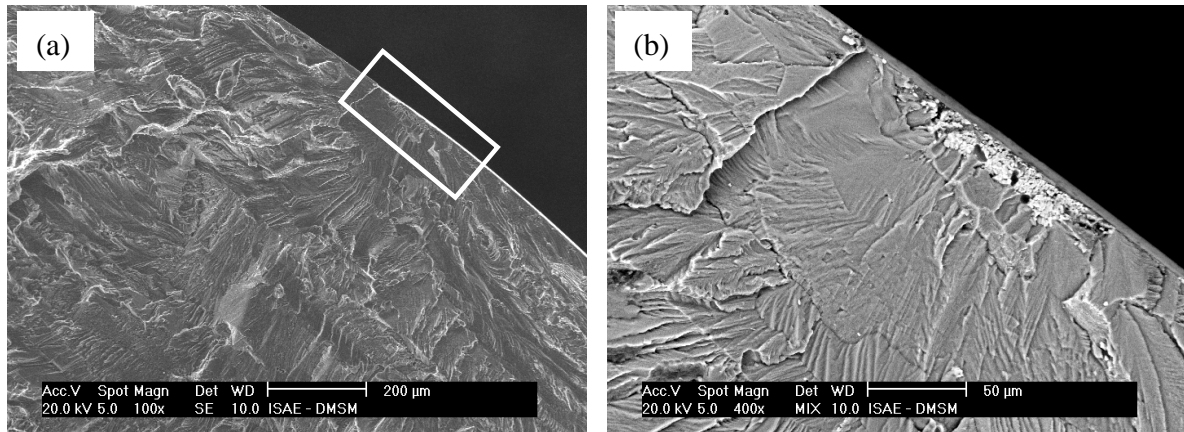


Figure 3. 25: Site d'amorçage  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$   
éprouvette cylindrique 72 ( $R_a=3,2\mu\text{m}$ ) -  $\sigma_{\text{max}}=220\text{MPa}$ ,  $N_f=117154$  cycles.

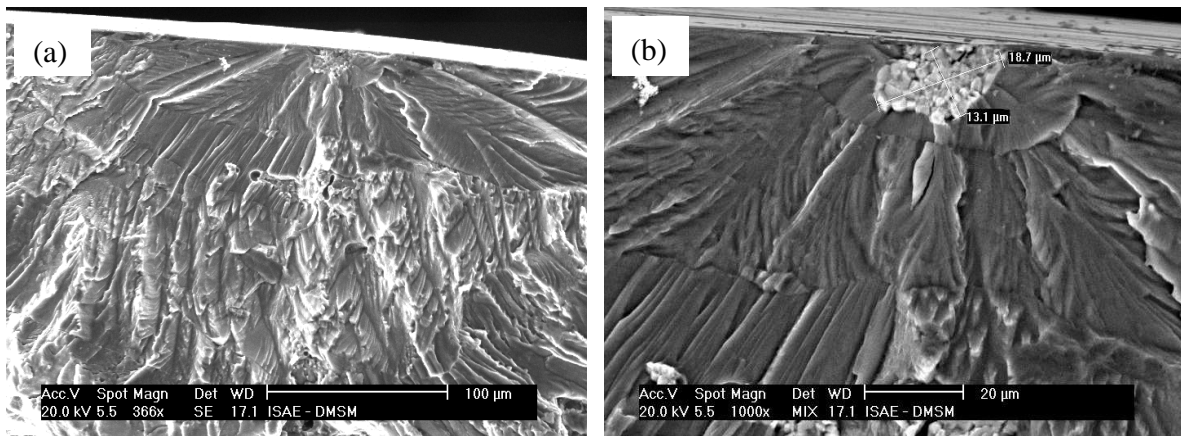


Figure 3. 26: Site d'amorçage  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$   
éprouvette cylindrique 242 ( $R_a=3,2\mu\text{m}$ ) -  $\sigma_{\text{max}}=300\text{MPa}$ ,  $N_f=42040$  cycles)

3.2.4.2) Cas des éprouvette décapées

Pour les éprouvettes décapées, nous avons observé que les fissures de fatigue s'étaient amorcées à partir des cavités de décapage (figure 3. 27 et 3.28) formées par la dissolution des particules riches en cuivre ( $Al_7Cu_2Fe$  et  $Al_2CuMg$ ). Comme discuté dans le chapitre 2, l'examen au MEB a révélé que le processus de décapage avait attaqué les particules présentes à la surface aboutissant à la formation des cavités. Ces cavités jouent un rôle primordial dans l'amorçage des fissures, facilitant celui-ci, mais également sur la formation de la couche d'oxyde : si leur taille est suffisamment petite, la couche d'oxyde peut se former en les recouvrant ; si elles sont déjà de grande taille, la couche d'oxyde ne peut se former et la taille de ces cavités augmente.

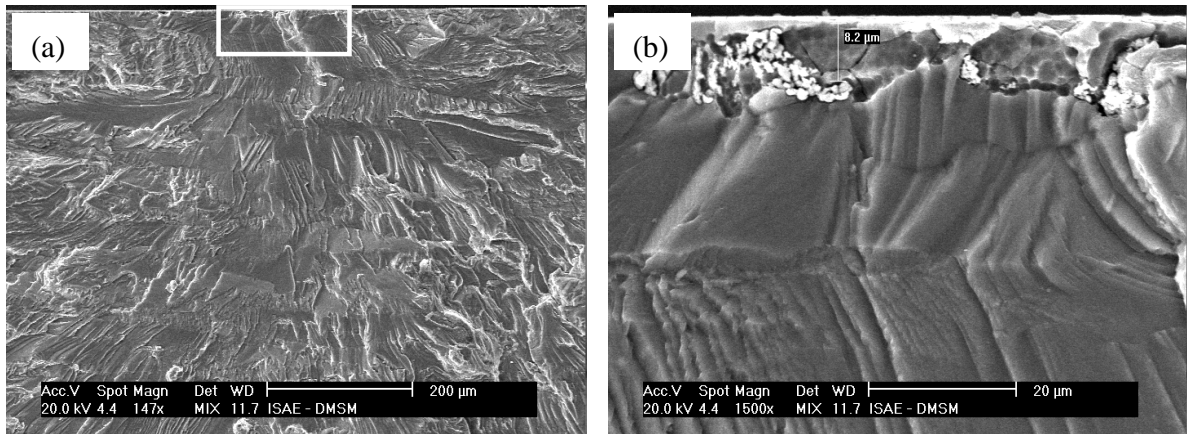


Figure 3. 27: Fissure amorcée à partir d'une cavité de décapage éprouvette prismatique ( $R_a=0,8\mu m$ ) décapée

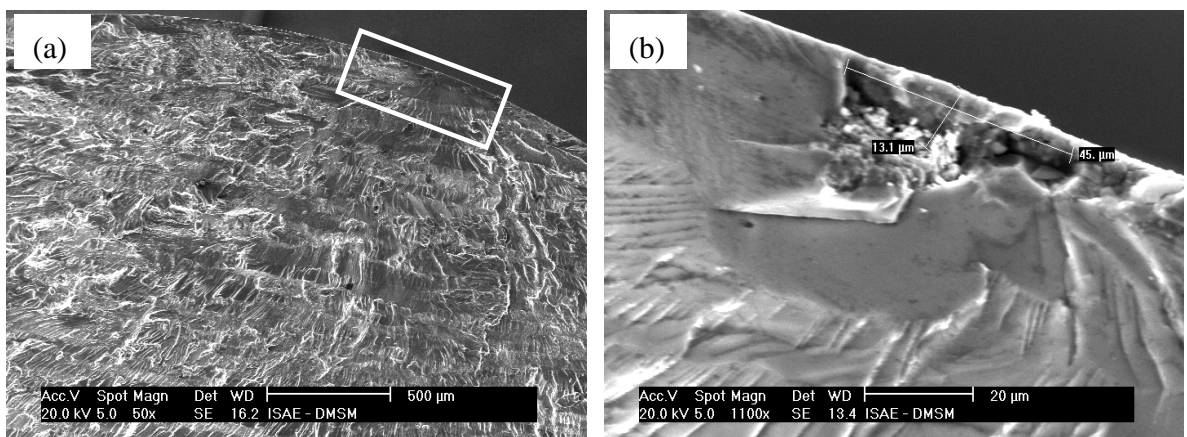


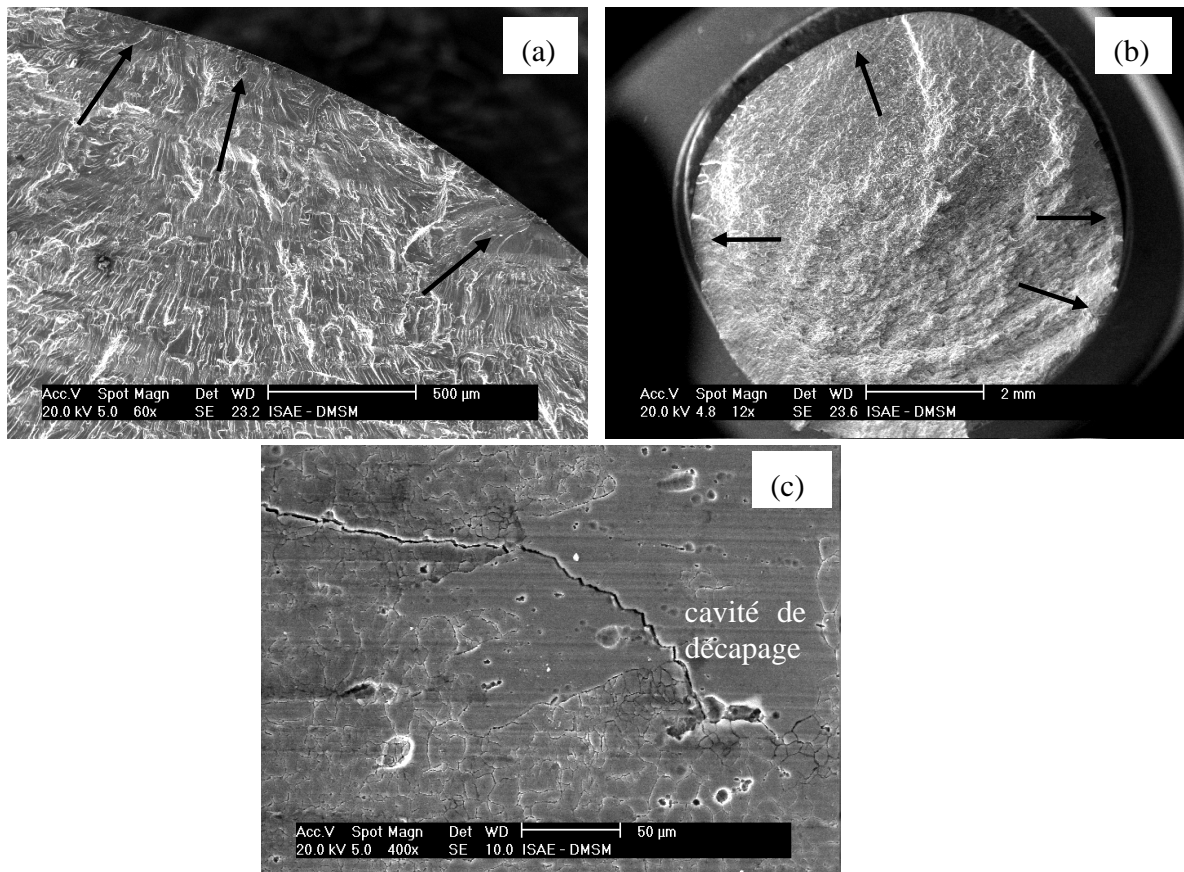
Figure 3. 28: Fissure amorcée à partir d'une cavité de décapage éprouvette cylindrique ( $R_a=0,8\mu m$ ) décapée

### Chapitre 3: Résultats Expérimentaux

Les cavités de décapage qui ont été à l'origine d'amorçage des fissures étaient d'environ  $8\mu\text{m}$  de profondeur. Nous avons pu observer dans certains cas la coalescence des fissures émanant de deux cavités proches l'une de l'autre.

Nous avons également pu déceler sur de nombreuses éprouvettes, chargées à différents niveaux de contrainte, plusieurs sites d'amorçage. La [figure 3.29](#) en illustre un exemple. Nous avons observé ce phénomène pour les deux rugosités initiales. Ce multi amorçage est naturellement à mettre sur le compte de la présence en surface d'un très grand nombre de cavités de décapage.

Nous avons également observé la surface des éprouvettes. Ces observations montrent également l'amorçage des fissures à partir de cavités ([figure 3. 29c](#)).



**Figure 3. 29: (a) Multi fissuration et coalescence des fissures voisines (b) Multi-site amorçage pour l'éprouvette décapée (c) amorçage à partir d'une cavité dans le cas d'une éprouvette décapée**



### 3.2.4.3) Cas des éprouvettes anodisées

Comme pour les éprouvettes décapées, nous avons pu observer plusieurs sites d'amorçage de fissures (figure 3. 30a). La plupart de ces fissures se sont amorcées sur les cavités de décapage (figure 3. 30b). Et dans certains cas, nous avons pu déceler des amorçages de fissures dans la couche anodique (figure 3. 30c).

Nous pouvons donc conclure que, pour l'alliage 7050-T7451, l'abattement supplémentaire observé sur la tenue en fatigue entre les états anodisé et décapé peut être attribué à l'augmentation de la taille des cavités de décapage. En effet, la taille des cavités les plus grandes avait été augmentée durant l'opération d'oxydation, contrairement aux petites cavités qui ont été recouvertes par la couche d'oxyde. Tout comme pour l'état décapé, ces cavités influent principalement sur la phase d'amorçage des fissures, tandis que la proximité de plusieurs sites d'amorçage peut conduire à la coalescence des fissures qui en émanent.

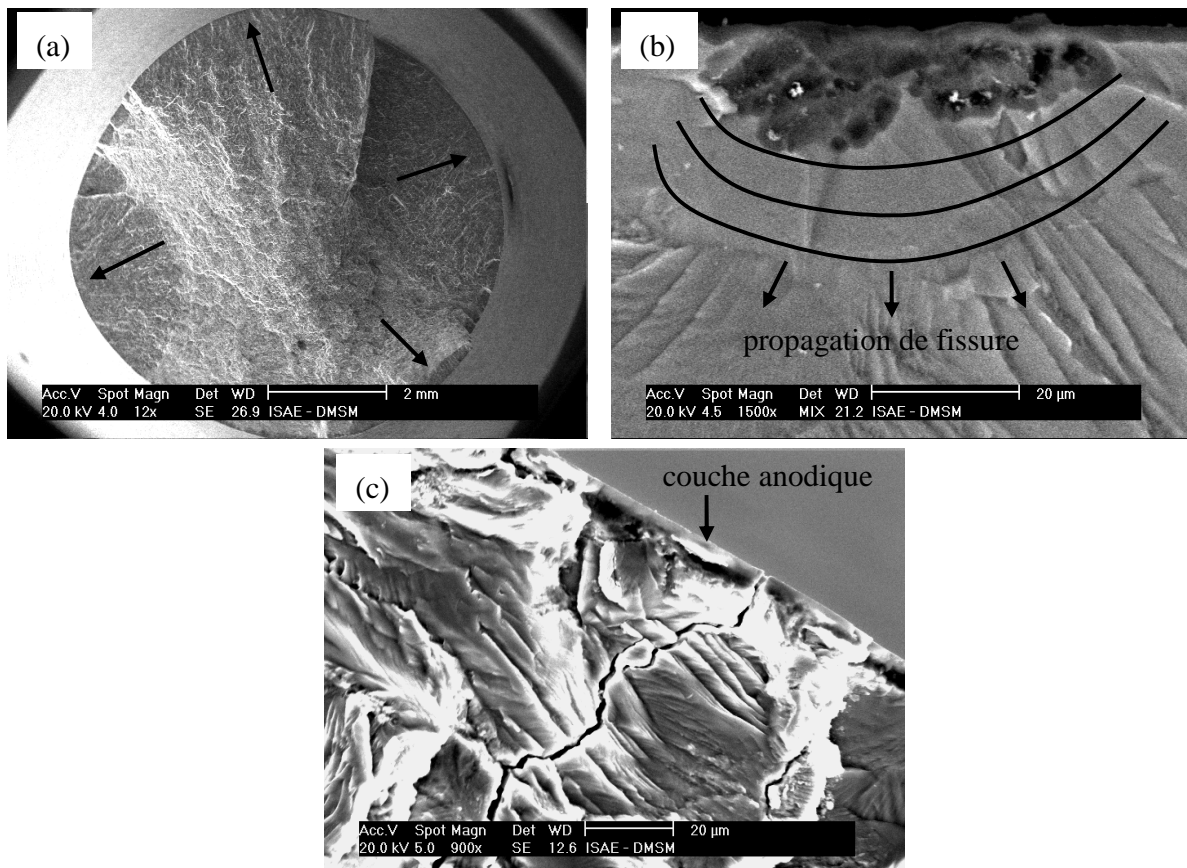


Figure 3. 30: (a) Amorcages multiples (b) fissure amorcée à partir d'une cavité de décapage (c) Fissuration à partir de la couche anodique dans le cas d'une éprouvette anodisée

Comme pour l'alliage 2214-T6, mais de façon plus marquée, nous constatons la très forte influence de la contrainte sur le nombre de sites d'amorçage pour les états décapé et anodisé. Cela est vrai pour les deux niveaux de rugosité. Il est intéressant de noter l'écart important entre cette influence pour l'état usiné et l'état décapé d'une part, et entre l'état anodisé et l'état décapé d'autre part. Cela rappelle les écarts trouvés entre les courbes de fatigue. Nous remarquons par ailleurs que ces influences sont fortement linéaires. Si l'on considère que la limite d'endurance correspond à l'absence de sites d'amorçage, ces graphes nous en donne une valeur.

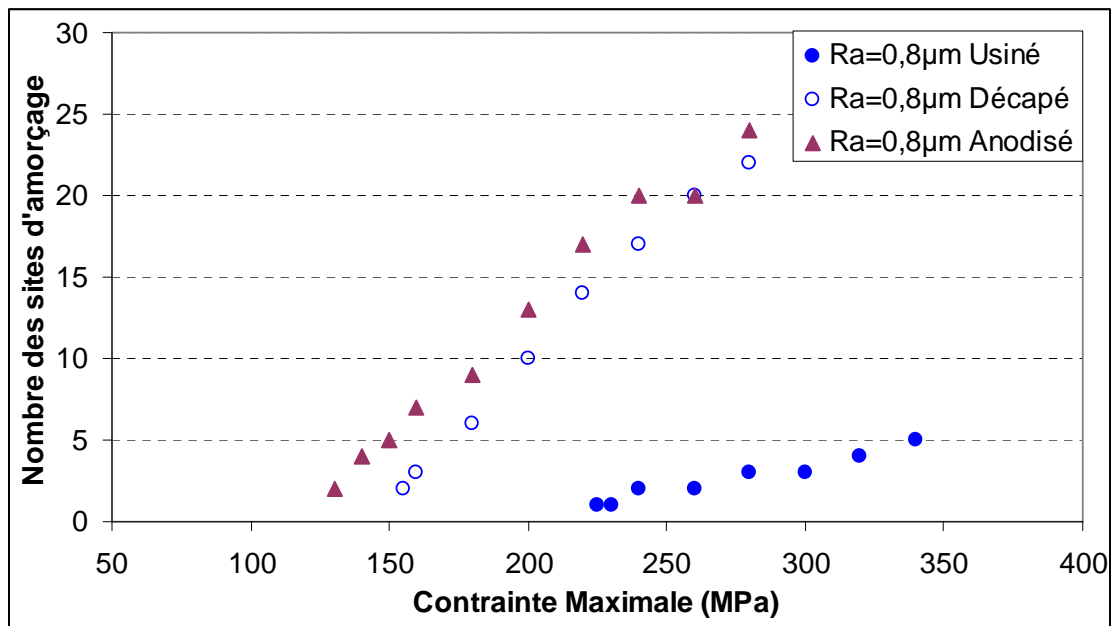


Figure 3. 31: Nombre des sites d'amorçage en fonction de la contrainte appliquée (R = 0,1) pour Ra=0,8μm

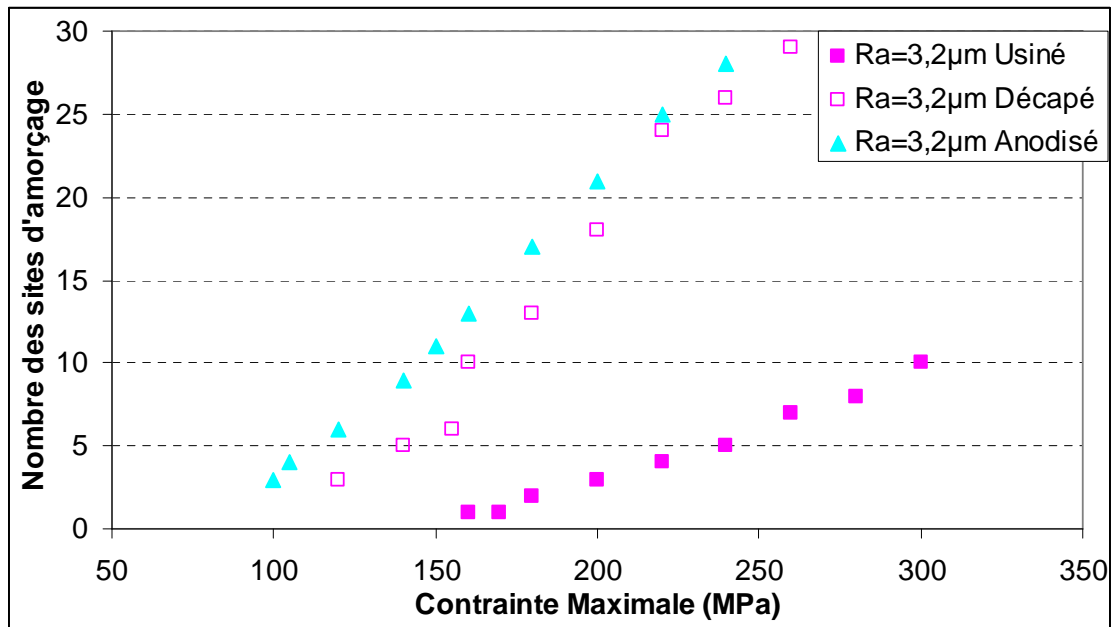


Figure 3. 32: Nombre des sites d'amorçage en fonction de la contrainte appliquée (R = 0,1) pour  $R_a=3,2\mu\text{m}$

### 3.3) Conclusions

Nous avons constaté la forte influence de la rugosité sur la tenue en fatigue. Cette influence est d'autant plus marquée que le niveau de contrainte est faible. Les observations systématiques des faciès de rupture au microscope à balayage des éprouvettes usinées, mais non traitées, ont permis de constater que l'amorçage des fissures avait toujours lieu sur ou à partir des particules intermétalliques situées en surface de pièces. Dans le cas de l'alliage 2214-T6 usiné, les particules sont de type  $\text{AlSiMnFeCu}$  ; ces particules étaient fissurées et nous n'avons observé aucune décohésion à l'interface entre ces particules et la matrice. Par ailleurs, pour cet alliage, nous n'avons pas décelé d'amorçage à partir de particules de type  $\text{Al}_2\text{Cu}$ . Dans le cas de l'alliage 7050-T7451, les amorçages se sont produits soit à partir de particules  $\text{Mg}_2\text{Si}$  fissurées, soit à partir de particules  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ , mais dans ce cas l'amorçage s'est produit à la suite de la décohésion au niveau de l'interface entre ces particules et la matrice.

Les essais de fatigue réalisés sur les éprouvettes traitées sont en parfait accord avec les résultats bibliographiques: l'anodisation, quelle qu'elle soit, entraîne une diminution importante de la tenue en fatigue. Cependant, selon l'alliage et les conditions de traitement, la plus grande part de cette dégradation peut être causée soit par l'oxydation anodique, dernière phase du traitement, soit par le décapage.

### Chapitre 3: Résultats Expérimentaux

Dans le cas de l'alliage 2214-T6 fourni par MESSIER-BUGATTI et traité par anodisation sulfurique suivant le protocole MESSIER, c'est l'anodisation proprement dite qui est exclusivement responsable de l'abatement observé. En effet, pour cet alliage, le décapage n'a entraîné aucune dégradation de la surface et nous avons pu observer les mêmes processus de fissuration que pour les éprouvettes usinées : l'amorçage se fait à partir des particules intermétalliques AlSiMnFeCu fissurées. Après anodisation-colmatage, nous avons pu observé un réseau de microfissures dans la couche d'oxyde, que nous mettons sur le compte du colmatage, ainsi que des cavités qui se sont formées par dissolution des particules  $Al_2Cu$  durant l'oxydation en bain sulfurique. Certaines observations en coupe ont permis de voir que certaines fissures traversaient l'épaisseur de la couche. L'abatement de la tenue en fatigue est important : nous avons pu observer un abatement de 35% dans le cas de la faible rugosité d'usinage ( $0,8\mu m$ ) sous le rapport de contrainte 0,1. Nous avons pu constater que cet abatement dépendait du niveau de rugosité initiale et du rapport de charge : ainsi, pour la forte rugosité d'usinage, toujours sous le rapport de charge 0,1, il ne vaut plus que 27% ; pour la faible rugosité et sous le rapport de charge -1, l'abatement est de 41%. Les observations au microscope électronique ont permis d'identifier deux mécanismes d'endommagement. La plupart des sites d'amorçage correspondent aux sites des fissures de la couche qui se propagent par la suite dans le substrat. Etant donnée la très bonne adhérence de la couche sur le substrat, les fissures qui se développent dans la couche agissent comme des concentrateurs de contrainte qui permettent l'amorçage dans le substrat. Dans certains cas, les sites d'amorçage coïncident avec les cavités que nous avons pu observer dans la couche. Ces cavités génèrent des concentrations de contrainte qui influencent l'amorçage des fissures dans le substrat. Par ailleurs, nous n'avons trouvé aucune particule intermétallique dans les sites d'amorçage. Ainsi, tout porte à croire que la couche d'oxyde formée constitue la principale cause de l'abatement observé.

Dans le cas de l'alliage 7050-T7451, fourni par AIRBUS, traité suivant le protocole AIRBUS, c'est la phase de décapage qui génère l'essentiel (environ 90%) de l'abatement de la tenue en fatigue observé après anodisation. L'origine des fissures de fatigue est systématiquement une cavité de décapage, cavité qui s'est formée par dissolution totale ou partielle des particules intermétalliques  $Al_2CuMg$  et  $Al_7Cu_2Fe$  ou par dissolution de la matrice aluminium au niveau de l'interface entre la particule et la matrice. Aucune particule n'a été à l'origine d'une fissure. Nous avons également pu constater que l'effet du décapage était plus important dans le cas de la faible

rugosité d'usinage 32% d'abattement alors que pour la forte rugosité, cet abattement est de l'ordre de 26%. Nous avons pu également observer que, pour les éprouvettes anodisées, les amorçages se sont fait à partir des cavités de décapage, accentuées par l'anodisation, et que la couche d'oxyde n'a pas joué aucun rôle majeur : les mécanismes de fissuration sont identiques à ceux observés pour les éprouvettes décapées.

Dans tous les cas, nous avons pu observer plusieurs sites d'amorçage, même pour les faibles niveaux de contrainte, et ce nombre de sites d'amorçage augmente également avec le niveau de contrainte.

Cette étude a permis de confirmer l'importance du rôle des particules intermétalliques sur l'amorçage des fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium à haute résistance aussi bien directement dans le cas des surfaces usinées qu'indirectement quand elles sont à l'origine des cavités où s'amorcent les fissures pour les surfaces anodisées, comme c'est le cas pour l'alliage 7050. Cette étude a également permis de mettre en évidence le rôle particulièrement nocif de la couche d'oxyde lorsque la surface traitée n'est pas déjà dégradée par sa préparation en vue de l'oxydation.

**CHAPITRE 4**  
**CONCLUSIONS**



## **Chapitre 4: Conclusions**

L'objectif de l'étude présentée dans la première partie de ce mémoire était de caractériser la tenue en fatigue de deux alliages d'aluminium aéronautiques anodisés: l'alliage 2214-T6, fourni par notre partenaire industriel MESSIER-BUGATTI, traité par anodisation sulfurique, et l'alliage 7050, fourni par notre second partenaire industriel, AIRBUS, traité par anodisation chromique. Nous devons identifier les causes de l'abatement en durée de vie qui est observé pour ces alliages d'aluminium anodisés. Cet abatement peut atteindre 30 à 40% selon l'alliage, les conditions de traitement, la rugosité initiale de la surface traitée et dans une moindre mesure le rapport de charge. L'expérience acquise par l'axe FaMEU du groupe SUMO de l'Institut Clément Ader sur le rôle de la rugosité de surface nous a naturellement orientée vers une approche « état de surface ». Nous avons donc mené notre étude bibliographique autour de deux thèmes principaux : l'influence de la rugosité d'usinage des alliages métalliques et celle de l'anodisation sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium. Suite à cette analyse bibliographique, nous avons planifié notre travail expérimental et l'avons orienté vers l'étude de l'influence combinée de l'état de surface et de l'anodisation sur la tenue en fatigue des deux alliages proposés par nos partenaires industriels.

A réception de la matière, nous avons effectué les analyses microstructurales au microscope optique et les analyses chimiques au microscope électronique équipé d'un spectromètre SDE. Ces analyses nous ont permis de déterminer entre autre la taille des grains dans les différentes directions et d'identifier la composition chimique de ces alliages avec précision et la nature des particules intermétalliques.

Puis, nous avons usiné des éprouvettes cylindriques et prismatiques avec deux niveaux de rugosité et nous avons formé pour chaque alliage trois lots d'éprouvettes : un premier lot d'éprouvettes laissées à l'état usiné, un second lot d'éprouvettes auxquelles nous n'avons fait subir que le décapage et un troisième lot d'éprouvettes auxquelles nous avons fait subir l'intégralité du traitement d'anodisation (suivi d'un colmatage dans le cas de l'alliage 2214). Ces traitements ont été réalisés pour chaque alliage par le partenaire industriel qui nous avait fourni le matériau, suivant le protocole de traitement qui leur était propre : en l'occurrence une anodisation sulfurique (suivie d'un colmatage) pour MESSIER-BUGATTI et une anodisation chromique pour



AIRBUS. Ces éprouvettes ont ensuite été testées en fatigue, soit en traction cyclique, sous deux rapports de charge ( $R=0,1$  et  $-1$ ) ou en flexion plane 4 points, sous le rapport de charge  $0,1$ . Nous avons pu établir les courbes de fatigue dans les différents états de la surface (usinée, décapée ou anodisée) pour les deux niveaux de rugosité. Ces essais ont été couplés à des observations systématiques des faciès de rupture au microscope électronique à balayage, équipé d'un spectromètre SDE, afin d'identifier les causes de la rupture.

Les premiers essais réalisés sur les éprouvettes usinées ont donné des résultats tout à fait en accord avec les résultats bibliographiques : l'augmentation de la rugosité d'usinage entraîne une diminution de la tenue en fatigue d'autant plus importante que le niveau de contrainte appliquée est faible.

Les observations au MEB de ces éprouvettes, nous ont permis d'identifier clairement les mécanismes de fissuration: les amorçages ont systématiquement eu lieu à partir de particules intermétalliques situées en surface de pièces, particules de type  $AlSiMnFeCu$  pour l'alliage 2214 et de types  $Mg_2Si$  et  $Al_7Cu_2Fe$  pour l'alliage 7050. Ces observations confirment ainsi le rôle particulièrement important de ces particules intermétalliques dans la tenue en fatigue des alliages d'aluminium à haute résistance.

Les essais sur les éprouvettes traitées ont fourni également des résultats conformes à ce que nous avons pu trouver au cours de notre étude bibliographique : nous avons observé un abattement très important de la tenue en fatigue, en moyenne de 30%, par rapport à l'état usiné. Cependant, l'origine de l'abattement n'est pas liée à la même phase de traitement pour les deux alliages. Pour l'alliage 2214, c'est la couche d'oxyde qui est responsable, avec notamment la présence de microfissures et de quelques cavités dans la couche qui jouent le rôle de concentrateur de contrainte et favorise l'amorçage dans le substrat. Pour l'alliage 7050, c'est la phase de décapage qui en est responsable à 90% de l'abattement, avec la formation de nombreuses cavités suite à la dissolution des particules intermétalliques situées en surface ; les 10% restant sont causés par l'augmentation de la taille des cavités de décapage lors de l'oxydation anodique. Autre point important est la présence de multiples sites d'amorçage, d'autant plus nombreux que le niveau de contrainte est élevé. Cette multitude de sites est parfaitement corrélée au grand nombre de défauts formés en surface des pièces traitées.

Dans le cas des éprouvettes usinées, que ce soit en alliage 2214 ou 7050, nous sommes donc en présence de mécanismes de fissuration qui font intervenir la répartition de particules intermétalliques, d'une dizaine de microns, en surface. Cette surface présente une certaine rugosité d'usinage, source de concentration de contrainte susceptible de favoriser l'amorçage et la propagation en surface des fissures. Pour les éprouvettes décapées en alliage 7050, les particules ont été dissoutes, laissant place à des cavités, également source de concentration de contrainte en surface. Pour les éprouvettes anodisées en alliage 2214, les fissures de la couche d'oxyde et les quelques cavités qui s'y sont développées sont également source de concentration de contrainte et favorise l'amorçage de fissures.

Nous avons là tous les arguments pour appliquer la méthode du coefficient de concentration de contrainte qu'avait développé Suraratchai [32] lors de son étude sur l'influence de la rugosité d'usinage sur le comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium 7010 (par ailleurs très voisin du 7050). Nous pouvons donc nous attendre à ce qu'elle fournisse de bons résultats pour ce dernier, dans son état usiné. Est-ce qu'elle permettra de prédire la durée de vie dans le cas de l'anodisation pour ce même alliage ? Que donnera-t-elle dans le cas de l'alliage 2214 dans son état usiné ? Et l'état anodisé ?

Ce sont à ces questions que nous allons tenter de répondre dans la suite de cette étude. Nous invitons le lecteur à poursuivre sa lecture avec la seconde partie de ce mémoire sur la modélisation mise en œuvre.



**CHAPITRE 5**  
**REFERENCES**



## Chapitre 5 : Références

- [1] **J. Schijve**, Fatigue of Structures and Materials (2nd Edition); Netherland, Kluwer Academic Publishers 2007.
- [2] **G.E. Dieter**, Mechanical Metallurgy; SI Metric edition, McGraw-Hill Book Company, 1990.
- [3] **C. Bathias**, There is no infinite fatigue life in metallic materials; Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 22, No. 7, pp. 559-565, 1999.
- [4] **H. Mughrabi**, On 'multi-stage' fatigue life diagrams and the relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue; Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 25, No. 9, pp. 755-764, 2002.
- [5] **S. Suresh**, Fatigue of materials; UK, Cambridge University Press, 2001.
- [6] **J. Grosskreutz** and **G. Shaw**, Critical mechanisms in the development of fatigue cracks in 2024-T4 aluminium. In: P. Pratt, Editor, Proceedings of fracture, proceedings of the second international conference on fracture, Chapman and Hall, Brighton (UK), pp. 620–629, 1969.
- [7] **S. Pearson**, Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 7, pp. 225–247, 1975.
- [8] **R.J. Magnusen**, **A.J. Bucci**, **J.R. Hinkle**, **H.J. Brockenbrough** and **J. Konish**, Analysis and prediction of microstructural effects on long-term fatigue performance of an aluminium aerospace alloy, International Journal of Fatigue, Vol. 19, pp. 275-283, 1997.
- [9] **P.J. Laz** and **B.M. Hillberry**, Fatigue life prediction from inclusion initiated cracks, International Journal of Fatigue, Vol. 20, pp. 263-270, 1998.
- [10] **G. Patton**, **C. Rinaldi**, and **R. Fougères**, Study of fatigue damage in 7010 aluminium alloy, Materials Science and Engineering A, Vol. 254, pp. 207-218, 1998.
- [11] **E.A. DeBartolo** and **B.M. Hillberry**, A model of initial flaw sizes in aluminium alloys, International Journal of Fatigue, Vol. 23, pp. 79-86, 2001.
- [12] **L.E. Oswald**, Effects of microstructure on high cycle fatigue of an Al-Zn-Mg-Cu alloy (Al-7075), Master thesis report, University of Pittsburgh, 2003.

- [13] **A. Merati**, A study of nucleation and fatigue behavior of an aerospace aluminium alloy 2024-T3, *International Journal of Fatigue*, Vol. 27, pp. 33-44, 2005.
- [14] **J. Payne, G. Welsh, R.J. Christ, J. Nardiello and J.M. Papazian**, Observations of fatigue crack initiation in 7075-T651, *International Journal of Fatigue*, Vol. 32, pp. 247-255, 2010.
- [15] **W. N. Thomas**, Effect of scratches and of various workshop finishes upon the fatigue strength of steel, *Engineering*, Vol. 116, pp. 449-465, 1923.
- [16] **M. Field and al.**, Machining of high strength steel with emphasis on surface integrity. Air Force Machinability Data Center, Metcut Research Association, 1-229, 1970.
- [17] **E. Zahavi and V. Torbilo**, In *Fatigue Design: Life Expectancy of Machine Parts*, 1st ed. Boca Raton, Florida: CRC Press, pp. 185-195, 1996.
- [18] **ISO 4287**, Spécification géométrique des produits (GPS)- Etat de surface : Méthode du profile-Terms, définitions et paramètres d'état de surface, 2005.
- [19] **A. Brand, J.F. Flavenit and C. Tournier**, *Recueil des données technologiques sur la fatigue*, CETIM, 1980.
- [20] **M. Stieler**, Untersuchungen über die Dauerschwingfestigkeit metallischer Bauteile bei Raumtemperatu; Diss. Tech. Hochschule Stuttgart, 1954.
- [21] **E. Siebel and M. Gaier**, Influence of surface roughness on the fatigue strength of steel and non-ferrous alloys, *VDI Zeitschrifts*, 98, pp. 1715-1723, 1956.
- [22] **P. S. Maiya**, Geometrical characterization of surface roughness and its application to fatigue crack initiation; *Materials Science and Engineering*, Vol. 21, pp. 57-62, 1975.
- [23] **P. S. Maiya**, Effects of surface roughness and strain range on the low-cycle fatigue behavior of type 304 stainless steel; *Scripta Metallurgica*, Vol. 9, pp. 1277-1282, 1975.
- [24] **C. Wiesner, H. U. Kunzi and B. Ilschner**, Characterization of the topography of turned surfaces and its influence on the fatigue life of AL-7075; *Materials Science and Engineering A*, Vol. 145, pp. 151-158, 1991.
- [25] **D. Taylor and O.M. Clancy**, The fatigue performance of machined surfaces, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 14, pp. 329-336, 1991.
- [26] **R. E. Peterson**, *Stress concentration factors*; New York: John Wiley and Sons, 1974.
- [27] **D. Arola and C.L. Williams**, Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces, *International Journal of Fatigue*, Vol. 24, pp. 923-930, 2002.

- [28] **Y. Murakami**, Metal Fatigue: Effects of small defects and nonmetallic inclusions; Elsevier Science, 2002.
- [29] **H. Itoga, K. Tokaji, M. Nakajima** and **H.N. Ko**, Effect of surface roughness on step-wise S-N characteristics in high strength steel, Vol. 25, pp. 379-385, 2003.
- [30] **D. Novovic, R.C. Dewes, D.K. Aspinwall, W. Voice** and **P. Bowen**, The effect of machined topography and integrity on fatigue life, International Journal of Machine Tools & Manufacture, Vol. 44, pp. 125-134, 2004.
- [31] **S. Andrews** and **H. Sehitoglu**, A computer model for fatigue crack growth from rough surfaces, International Journal of Fatigue, Vol. 22, pp. 619-630, 2000.
- [32] **M. Suraratchai**, Influence de l'état de surface sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium 7010, Thèse de l'ENSICA, 2006.
- [33] **M. Suraratchai, J. Limido, C. Mabru** and **R. Chieragatti**, Modelling the influence of machined surface roughness on fatigue life of aluminium alloy, International Journal of Fatigue, Vol. 30, pp. 2119-2126, 2008.
- [34] **S. K. As, B. Skallerud, B.W. Tveiten** and **B. Holme**, Fatigue life prediction of machined components using finite element analysis of surface topography, International Journal of Fatigue, Vol. 27, pp. 1590-1596, 2005.
- [35] **S. K. As, B. Skallerud** and **B.W. Tveiten**, Surface characterization for fatigue life predictions using finite element analysis, International Journal Of Fatigue, Vol. 30, pp. 2200-2209, 2008.
- [36] **J. Lu**, Fatigue des alliages ferreux- Facteurs d'influence, Techniques de l'ingénieur, 2003.
- [37] **S. Brunet, J.L. Lebrun, P. Jolys** and **G. Chalant**, Influence of residual stresses by milling on fatigue life of aluminium workpieces, Science Technology, Vol. 2, pp. 1344-1349, 1991.
- [38] **R. A. Everett, W.T. Mathews, R. Prabhakaran** and **M.J. Dubberly**, The effects of shot and laser peening on fatigue life and crack growth in 2024 aluminium alloy and 4340 steel, NASA/TM-2001-210843, 2001.
- [39] **B. Kumar**, Effect of residual stresses on crack growth in aluminium alloys, Residual Stress and its Effects on Fatigue and Fracture, Part 4, pp. 189-200, 2006.



- [40] **G. E. Totten** and **D. S. Mackenzie**, Handbook of Aluminium, Volume 1 Physical Metallurgy and Processes, New York, 2003.
- [41] **C. Blanc**, **B. Lavelle** and **G. Mankowski**, The role of precipitates enriched with copper on the susceptibility to pitting corrosion of the 2024 aluminium alloy, Corrosion Science, 39, pp 495-499, 1997.
- [42] **ASM Metals Handbook**, Volume 2, Properties and Selection: Nonferrous alloys and special purpose materials, 1990.
- [43] **M. A. Przystupa**, **R.J. Bucci**, **P.E. Magnusen** and **A.J. Hinkle**, Microstructure based fatigue life predictions for thick plate 7050-T7451 airframe alloys, International Journal of Fatigue, Vol. 19, pp. 285-288, 1997.
- [44] **S. A. Barter**, **P.K. Sharp**, **G. Holden** and **G. Clark**, Initiation and early growth of fatigue cracks in an aerospace aluminium alloy, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 25, pp.111-125, 2002.
- [45] **G. Le Roy**, **R. Mace**, **D. Marchive**, **P. Meyer**, **R. Nossent** and **F. Schlecht**, Status report on the development of aluminium-lithium at Pechiney, Journal de Physique, Colloque C3, 1987.
- [46] **C. R. Richard**, **J.L. Jackson**, **J. Bakuckas** and **S. Thompson**, Metallic materials properties and standardization, Report No. DOT/FAA/AR-MMPDS, 2003
- [47] **A. J. Luévano**, **M.A. Przystupa** and **J. Zhang**, Accumulation of microstructural damage due to fatigue of high strength aluminium alloys, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 3, pp. 47-54, 1994.
- [48] **ASM metals handbook**, Vol. 13, Corrosion, New York, 1992.
- [49] **G. E. Thompson** and **G. C. Wood**, Treatise on materials science and technology, 23, Academic Press, London 1983.
- [50] **S. Wernick**, **R. Pinner** and **P. Sheasby**, The surface treatment and finishing of aluminium and its alloys, Finishing publication Ltd, 5th edition, England, 1987.
- [51] **J. S. Safrany**, Anodisation de l'aluminium et de ses alliages, Techniques de l'Ingénieur.
- [52] **F. Keller**, **M.S. Hunter** and **D.L. Robinson**, Structural Features of Oxide Coatings on Aluminum, Journal of Electrochemical Society, Vol. 100, 1953.
- [53] **K. Wada**, **T. Shimohira**, **M. Yamada** and **N. Baba**, Microstructure of porous anodic oxide films on aluminium, Journal of Materials Science, Vol. 21, pp. 3810-3816, 1986.

- [54] **G. E. Thompson, L. Zhang, C. J. E. Smith and P. Skeldon**, Boric/sulfuric acid anodizing of aluminum alloys 2024 and 7075: Film growth and corrosion resistance, *Corrosions Science*, Vol. 55, pp. 1052-1060, 1999.
- [55] **F. Snogan, C. Blanc, G. Mankowski and N. Pébère**, Characterisation of sealed anodic films on 7050 T74 and 2214 T6 aluminium alloys, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 154, pp. 94-103, 2002.
- [56] **J.H. Liu, M. Li, S. M. Li and M. Huang**, Effect of the microstructure of Al 7050-T7451 on anodic oxide formation in sulfuric acid, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol. 16, pp.432-438, 2009.
- [57] **W. Liu, Y. Zuo, S. Chen, X. Zhao and J. Zhao**, The effects of sealing on cracking tendency of anodic films on 2024 aluminum alloy after heating up to 300°C, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 203, pp. 1244-1251, 2009.
- [58] **B. S. Hockenhull, S. S. Gupta and R. C. Hurst**, The mechanical properties of anodic oxides and their influence on fatigue behaviour of aluminium alloys, *Transactions of Institute of Metal Finishing*, Vol. 54, 1976.
- [59] **R. Shimpo, E. Ichikawa, Y. Sugiyama and S. Hoshino**, Mechanical properties of anodic oxide films on aluminum, *Journal of The Surface Finishing Society of Japan*, Vol. 54, pp. 794-797, 2003.
- [60] **S. Ko, D. Lee, S. Jee, H. Park, K. Lee and W. Hwang**, Mechanical properties and residual stress in porous anodic alumina structures, *Thin Solid Films*, Vol. 515, pp. 1932-1937, 2006.
- [61] **T. Aerts, T. Dimogerontakis, I. D. Graeve, J. Frasaer and H. Terryn**, Influence of anodizing temperature on the porosity and the mechanical properties of the porous anodic oxide film, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 201, pp. 7310-7317, 2007.
- [62] **A. Merati and G. Eastaugh**, Determination of fatigue related discontinuity state of 7000 series of aerospace aluminum alloys, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 14, pp. 673-685, 2007.
- [63] **G. C. Tu, I. T. Chen and R. Y. Hwang**, The effect of anodizing on the corrosion fatigue behavior of 2024-T3 aluminium alloy, *The Japan Society of Mechanical Engineers Journal*, Vol. 33, pp. 527-534, 1990.

- [64] **K. J. Kallenborn** and **J. R. Emmons**, Thin-Film Sulfuric Acid Anodizing as a Replacement for Chromic Acid Anodizing, N95-31772.
- [65] **K. Shiozawa, H. Kbayashi, M. Terada** and **A. Matsui**, Effect of anodized coatings on fatigue strength in aluminium alloy, 5th International Conference of Computational and Experimental Methods, Vol. 6, pp 397-406, 2001.
- [66] **L. Velterop**, Phosphoric Sulfuric Acid Anodizing: an alternative for chromic acid anodizing in aerospace application, NLR Amsterdam, Netherlands, 2003.
- [67] **B. R. Crawford, C. Loader, A. R. Ward** and **A.J. Stonham**, The EIFS distribution for anodized and pre-corroded 7010-T7651 under constant amplitude loading, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 28, pp. 795-808, 2004.
- [68] **R. G. Rateick, R. J. Griffith, D. A. Hall** and **K. A. Thompson**, Relationship of microstructure to fatigue strength loss in anodized aluminium-copper alloys, Materials Science and Technology, Vol. 21, 2005.
- [69] **M. Augros** et al, Innovative Cr-free anodizing and sealing processes for corrosion protection of aerospace aluminum alloys, SURFAIR 2006.
- [70] **R. Sadeler**, Effect of a commercial hard anodizing on the fatigue property of a 2014-T6 aluminium alloy, Journal of Materials Science, Vol. 41, pp. 5803-5809, 2006.
- [71] **R. G. Rateick, T.C. Binkowski** and **B.C. Boray**, Effect of hard anodize thickness on the fatigue of AA6061 and C355 aluminium, Journal of Materials Science Letters, Vol. 15, pp. 1321-1323, 1996.
- [72] **E. Cirik** and **K. Genel**, Effect of anodic oxidation on fatigue performance of 7075-T6 alloy, Surface and Coatings Technology, Vol. 202, pp. 5190-5201, 2008.
- [73] **B. Wielage, D. Nickel, G. Alisch, H. Podlesak** and **Th. Lampke**, Effects of pre-treatment on the growth rate and morphology of hard anodic films on aluminium (EN AW-6082), Surface and Coatings Technology, Vol. 202, pp. 569-576, 2007.
- [74] **B. Lonyuk, I. Apachitei** and **J. Duszczyk**, The effect of oxide coatings on fatigue properties of 7475-T6 aluminium alloy, Surface and Coatings Technology, Vol. 201, pp. 8688-8694, 2007.
- [75] **A. Camargo** and **H. Voorwald**, Influence of anodization on the fatigue strength of 7050-T7451 aluminium alloy, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 30, pp. 993-1007, 2007.

- [76] **A. M. Cree, G. W. Weidmann and R. Hermann**, Film-assisted fatigue crack propagation in anodized aluminium alloys, *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 14, pp. 1505-1507, 1995.
- [77] **A. M. Cree and G.W. Weidmann**, Effect of anodized coatings on fatigue crack growth rates in aluminium alloy, *Surface Engineering*, Vol. 13. pp. 51-55, 1997.
- [78] **P. J. Gregson, J. Newman and A. Gray**, Effect of surface treatment on fatigue properties of Al-Li-Cu-Mg-Zr and Al-Zn-Mg-Cu-Zr plate, *Materials Science and Technology*, Vol. 5, pp. 65-70, 1989.
- [79] **E. Abramovici, P. Leblanc, and B. Weaver**, The influence of etch pits on fatigue life of anodized aluminium alloys, *Conference proceedings of International Conf. and Exhibits on Failure Analysis*. pp. 21-32, 1991.
- [80] **S. A. Barter**, Fatigue crack growth in 7050 aluminium alloy thick section plate with a surface condition simulating some regions of F/ A-18 structure, DSTO-TR-1458, 2003.
- [81] **A. Monsalve, M. Paez, M. Toledano, A. Artigas and N. Valencia**, S-N-P curves in 7075-T7351 and 2024-T3 aluminium alloys subjected to surface treatments, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 30, pp. 748-758, 2007.
- [82] **T. P. Savas and J. C. Earthman**, Surface characterization of 7075-T73 aluminium exposed to anodizing pre-treatment solutions. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 17, pp. 674-681, 2008.
- [83] **T. P. Savas and J. C. Earthman**, Corrosion of Type 7075-T73 Aluminum in a 10% HNO<sub>3</sub> + Fe<sub>2</sub>(SO<sub>4</sub>)<sub>3</sub> Deoxidizer Solution, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 18, pp. 196-204, 2009.
- [84] **A. Daoud**, Influence croisée de la rugosité et de l'anodisation chromique sur la tenue en fatigue de l'alliage 7010, *Rapport d'étude, ISAE-ENSICA, Toulouse, juillet 2007*.
- [85] **M. Shahzad, M. Chaussumier, R. Chieragatti, C. Mabru and F. Rezai-Aria**, Influence of surface treatments on fatigue life of Al 7010 alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 210, pp. 1821-1826, 2010.
- [86] **Y. Goueffon**, Etude et simulation des mécanismes de dégradation de revêtements anodiques noirs sur alliage d'aluminium pour applications en environnement spatial, *Thèse de Université de Toulouse, Octobre 2009*.



**CHAPITRE 6**  
**MODELISATION**



## **Chapitre 6: Modélisation**

### **6.1) Introduction**

Les résultats des essais sur l'alliage 2214-T6 anodisé montrent que l'origine de l'abatement en fatigue est à mettre sur le compte, pour une très grande part, du faïençage de la couche d'oxyde et pour une autre part, sur la présence de cavités dans la couche, cavités qui se sont formées lors de la phase d'oxydation anodique. L'analyse des résultats de fatigue pour l'alliage 7050-T7451 décapé ou anodisé montre clairement que les cavités de décapage sont à l'origine des amorçages des fissures de fatigue. Pour l'alliage 7050, ces cavités de décapage correspondent, comme nous avons pu le constater grâce aux analyses au microscope électronique à balayage, à des inclusions intermétalliques situées en surface qui ont été soit dissoutes par la solution de décapage, soit déchaussées par suite de la dissolution de la matrice aluminium à l'interface matrice-inclusion. Ces cavités constituent bien évidemment des concentrateurs de contrainte, et l'usage de la méthode du coefficient de concentration de contrainte locale développée au sein de notre équipe de recherche [1] [2] [3] [4] devrait permettre de corroborer cette intuition. Cette méthode, que nous présenterons en détail dans le premier paragraphe, repose sur la détermination du coefficient de concentration de contrainte lié à l'état de surface à partir d'un simple relevé de rugosité. Bien entendu, l'état de surface ne se limite pas à la seule rugosité de cette surface, paramètre géométrique que nous noterons **G**. Il recouvre également un aspect mécanique (paramètre que nous noterons **C** comme chargement) recouvrant en particulier les contraintes résiduelles créées par les différentes étapes de fabrication de cette surface, et un aspect métallurgique (noté **M**) recouvrant notamment les transformations métallurgiques occasionnées également par les différentes étapes de fabrication : on peut entre autre citer le phénomène d'écrouissage. Mais l'usage de la seule méthode du coefficient de concentration de contrainte implique que le facteur géométrique reste prédominant par rapport aux deux autres paramètres mécanique et métallurgique. A défaut de pouvoir contrôler l'importance relative de ces derniers, nous ferons l'hypothèse que leur influence est négligeable par rapport à celle de la géométrie ; pour cela, nous nous appuyons sur les constats faits pour un autre alliage d'aluminium, l'alliage 7010, objet des travaux de thèse de Suraratchai [3] et d'un travail préliminaire aux travaux de thèse présentés dans notre rapport [5]. Cependant, le principe du relevé de profil de rugosité de la surface des éprouvettes décapées ou anodisées ne suffit plus à caractériser correctement



la géométrie de la surface. En effet, si la géométrie générale de la surface est conservée (sillon d'usinage en tournage ou en étoupeuse), le décapage quand à lui crée des cavités qui sont situées aléatoirement sur la surface. Il n'est alors pas impossible, lors d'une série de mesure de profils de rugosité (jusqu'à 8-10 pour une caractérisation de la dispersion de mesure) de passer à coté de cavités qui pourraient être plus nocives que d'autres. Pour pallier cet inconvénient, le plus simple est de réaliser des relevés topographiques des surfaces décapées. C'est ce que nous avons réalisé sur un certain nombre d'échantillons de référence. Dès lors, il nous a fallu reprendre la méthode du coefficient de concentration de contrainte que nous avons généralisée à la surface dans son ensemble et non plus à de simples profils de rugosité. Rien de très compliqué dans le principe, mais cela a demandé une certaine rigueur dans le traitement des fichiers très volumineux des relevés topographiques.

Des cavités comme source de fissuration à la considération de microfissures, il n'y a qu'un pas. Ce pas, nous l'avons franchi et nous avons tenté de mettre en place un modèle de fissuration en fatigue pour cet alliage 7050 décapé par la procédure AIRBUS. Dans ce modèle, dont la présentation dans le détail constitue le principal objet de ce chapitre « Modélisation », nous considérons que chaque cavité de décapage est à l'origine d'une microfissure. Comme le lecteur peut s'en douter, ce choix implique plusieurs conséquences. La première, et la plus délicate, relève du type de fissure choisi : nous entrons dans le domaine des fissures dont la taille est bien inférieure à la taille du grain. Ce domaine constitue un champ d'investigation extrêmement important et à ce jour, les connaissances dans ce domaine ne sont pas encore abouties et nombre d'informations viennent à manquer lorsque l'on souhaite utiliser ces notions, notamment concernant les modèles de propagation de ces fissures. Deuxième conséquence, la prise en compte d'une multitude de cavités implique de considérer si possible les interactions entre les fissures voisines et en particulier les phénomènes de coalescence entre ces fissures qui vont se développer à partir de ces cavités.

Un troisième point à traiter concernera la prise en compte de la présence de la couche d'oxyde qui, dans le cas de l'alliage 7050, ne semble pas jouer un rôle très important. Il en est tout autrement dans le cas de l'alliage 2214.

Voyons à présent cette méthode du coefficient de concentration de contrainte dont nous nous sommes inspirés pour développer notre modèle.

## **6.2) La méthode du coefficient de concentration de contrainte locale**

Cette méthode a été développée par Chieragatti et Suraratchai [2] [3] puis reprise par Limido [4] durant leurs travaux portant sur l'influence des paramètres d'usinage sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium Al 7010. De son côté, As [6] a mis en œuvre une méthode similaire pour le dimensionnement en fatigue de pièces en alliage Al 6082.

Au cours de ses travaux, Suraratchai s'est intéressé plus particulièrement à l'influence respective des trois paramètres qui caractérisent l'état de surface d'une pièce mécanique et dont nous avons parlé en introduction : le paramètre géométrique (**G**), le paramètre mécanique (**C**) et le paramètre métallurgique (**M**). Pour cela, il a mis en place un plan d'expérience dans lequel les paramètres de coupe (rayon de bec d'outil ( $\rho$ ), avance par tour ( $f$ ) ou par coup (dans le cas de l'usinage sur étai limeur) et vitesse de coupe ( $V_c$ ) variaient de façon à obtenir plusieurs niveaux de rugosité. Pour chaque cas, il a mesuré les contraintes résiduelles et observé l'état d'écrouissage de la surface après usinage. L'alliage étudié était un alliage d'aluminium 7010. Les essais de fatigue ont été réalisés, pour l'essentiel, en flexion plane 4 points, sur des éprouvettes de forme prismatique, sous un rapport de contrainte de 0,1. Le traitement des résultats des essais a été réalisé avec l'idée à priori que le paramètre géométrique était celui des trois qui avait le plus d'influence. Le traitement des informations concernant les contraintes résiduelles confirma ce choix à posteriori. L'influence de ce paramètre géométrique a été perçue par analogie avec l'effet d'entaille par ailleurs bien connu par les spécialistes de la fatigue des matériaux.

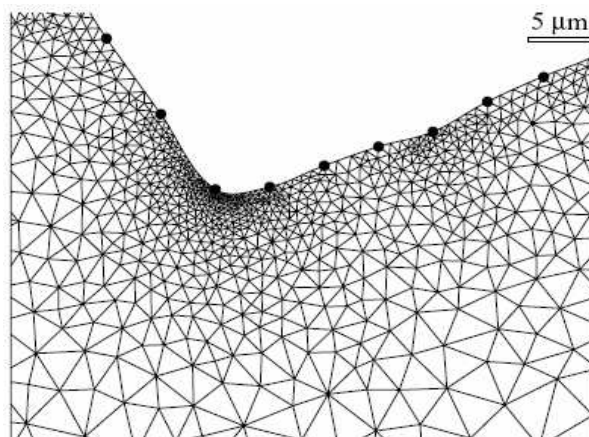
La méthode qui en découle est alors simple : il s'agit de relever la géométrie de la surface d'une éprouvette qui sera testée en fatigue à l'aide d'un rugosimètre et de définir alors la contrainte maximale lorsque l'éprouvette sera sollicitée. Le coefficient de concentration de contrainte locale est alors égal au rapport entre la contrainte maximale et la contrainte nominale d'essai.

### 6.2.1) Détermination du coefficient de concentration de contrainte

Comme nous l'avons indiqué dans le chapitre bibliographique de la première partie, un certain nombre de modèles analytiques simples ont été proposés pour définir ce coefficient de concentration de contrainte lié à la rugosité d'usinage. Cependant, étant donnée la complexité des profils de rugosité des surfaces réellement usinées, ces modèles analytiques sont quasiment inutilisables et la méthode des éléments finis peut s'avérer plus pertinente.

C'est la méthode qu'ont choisi Suraratchai [3] et As [6] qui utilisent les profils de rugosité mesurés sur la surface des pièces et construisent un modèle éléments finis 2D directement à partir de ces profils. L'une des difficultés de ce type d'approche réside dans le choix de la taille des éléments.

As a choisi une taille d'élément extrêmement petite : 0,1 micron, c'est-à-dire une taille très inférieure à la taille du grain, comme le montre la [figure 6. 1](#). Dès lors, se pose la question de la pertinence de la discrétisation par rapport aux hypothèses de la méthode des éléments finis, notamment celle relative à l'homogénéité et l'isotropie.



**Figure 6. 1 : Détail de la modélisation par la méthode des éléments finis proposée par As [6]**

Suraratchai a retenu une taille d'élément en rapport avec la taille des grains. Ce choix semble justifié par rapport à la remarque que l'on peut formuler vis-à-vis du modèle de As. Une fois ce choix effectué, un programme spécifique traite le fichier de données issu de la mesure du profil de rugosité. Ces données sont filtrées pour éliminer l'inclinaison du profil mesurée. Les autres caractéristiques du profil (erreur géométrique, ondulation et rugosité) sont conservées. Afin d'alléger le modèle, les données sont ensuite échantillonnées. Cette étape est illustrée par la [figure 6. 2](#).

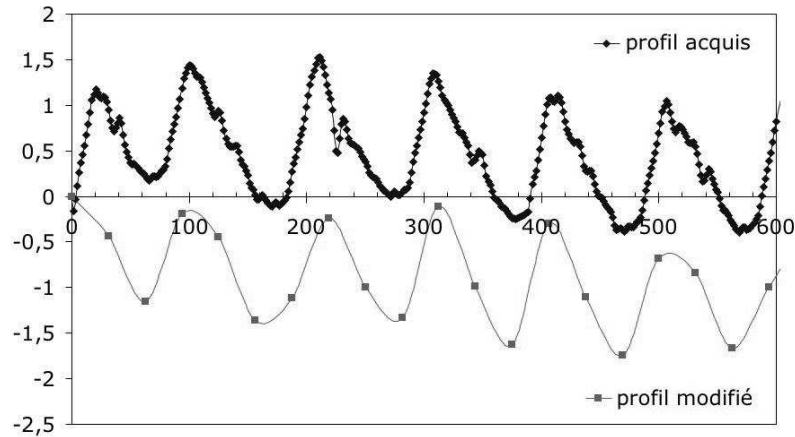


Figure 6. 2 : Echantillonnage des données filtrées dans le modèle de Suraratchai [4]

Un modèle éléments finis 2D est alors généré par ce programme spécifique.

Pour les deux modèles, les hypothèses de calcul sont les suivantes : calcul en élasticité linéaire, hypothèse de déformations planes (la section modélisée est supposée située dans la section médiane de l'éprouvette). Les calculs une fois effectués, on obtient une carte de distribution des contraintes comme illustrée par la figure 6. 3 (obtenue pour un profil de surface théorique) et il est possible de définir le coefficient de concentration de contrainte classiquement :

$$K_t = \frac{\max \sigma_i}{\sigma_{nom}} \quad \text{Equation 6. 1}$$

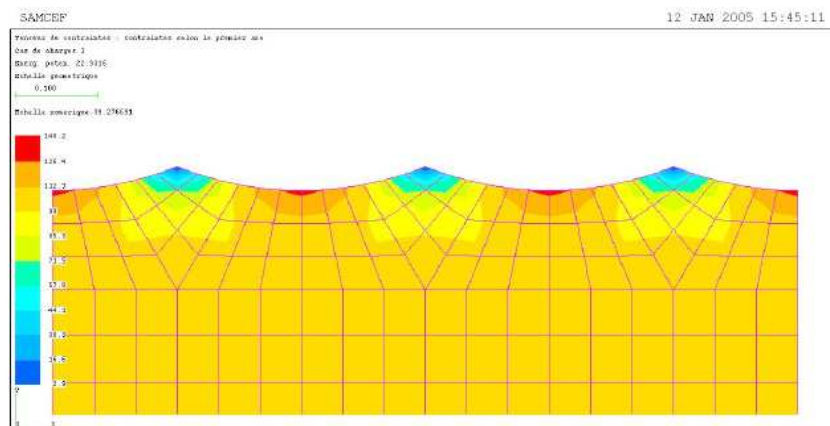


Figure 6. 3 : Carte de répartition des contraintes fournie par le modèle EF de Suraratchai

Limido a repris cette méthode en y intégrant la notion de longueur critique et de filtre afin de construire un modèle éléments finis plus pertinent.

Limido s'appuie notamment sur les remarques suivantes :

- un maillage très fin comme celui proposé par As (mailles de 0,1micron) ne permet pas de représenter correctement les gradients de contraintes à cette échelle en regard des hypothèses de la MMC.

- un maillage plus grossier comme celui retenu par Suraratchai (mailles de 30 microns) ne permet pas de bien reproduire les surfaces présentant de faibles rayons de courbure locale.

Limido définit alors une longueur critique correspondant à une taille de défaut en-deçà de laquelle la limite d'endurance n'est pas influencée. Elle correspond, dans le diagramme de Kitagawa [7] (figure 6. 4) ( $\log \Delta \sigma - a$ ) à l'intersection de la droite horizontale correspondant à la limite d'endurance  $\Delta \sigma_0$  et la droite de pente  $-\frac{1}{2}$  correspondant au seuil de non-propagation d'une fissure de longueur  $a$ .

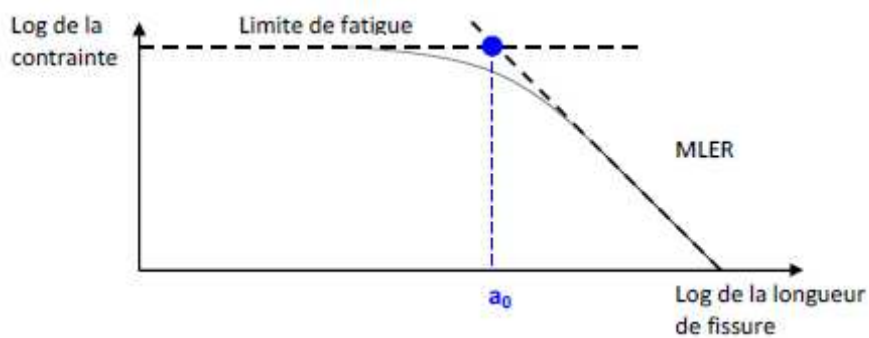
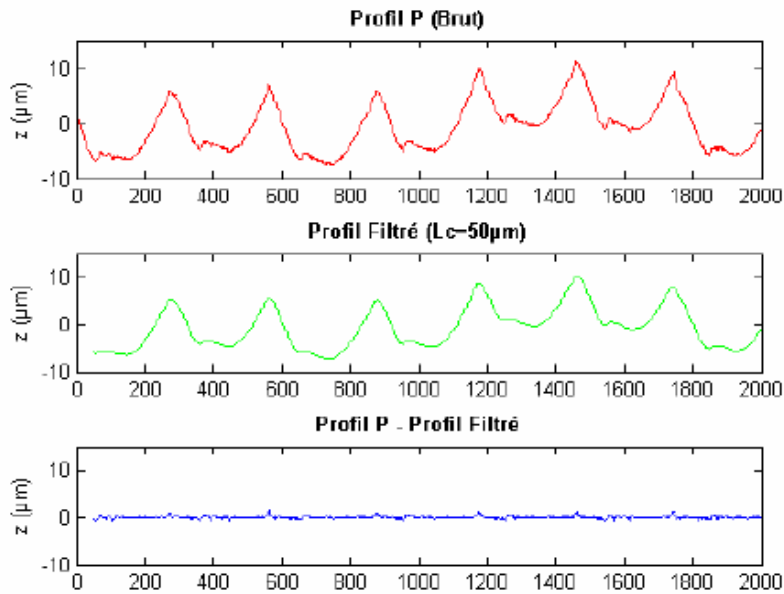


Figure 6. 4 : Diagramme de Kitagawa

Cette longueur caractéristique, notée  $a_0$  peut être calculée à partir de la relation proposée par El Haddad [8] :

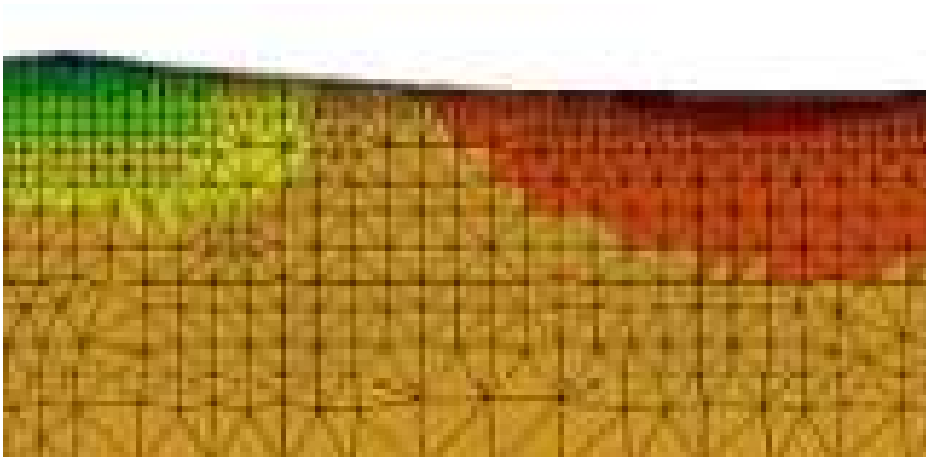
$$a_0 = \frac{1}{\pi} \cdot \left( \frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad \text{Equation 6. 2}$$

Limido propose alors de considérer cette longueur caractéristique pour définir un filtre qu'il utilise en remplacement des filtres classiquement utilisé dans le traitement des profils de rugosité pour séparer les différentes échelles de rugosité : forme, ondulation, rugosité [9]. Ce faisant, il supprime les informations de longueur d'onde inférieure à cette longueur caractéristique. Elles n'interviennent donc plus dans la définition du coefficient de concentration de contrainte  $Kt$ .



**Figure 6. 5 : Traitement d'un profil de rugosité selon Limido [4]**  
 a) profil brut – b) profil filtré – c) informations éliminées

A partir du profil ainsi filtré, le modèle élément finis 2D est construit. Il utilise des éléments triangulaires à interpolation quadratique. La convergence du modèle est assurée de façon itérative par remaillage adaptatif sur la base d'un critère énergétique.



**Figure 6. 6 : Détail du maillage obtenu à partir du profil filtré selon Limido [4]**

La définition du coefficient de concentration de contrainte reste identique à celle utilisée par Suraratchai. Mais les valeurs ainsi obtenues sont plus pertinentes et surtout le modèle s'applique aussi bien aux surfaces obtenues par tournage (ou étou limeur) que par fraisage.

## 6.2.2) Prise en compte du $Kt$ pour le calcul de durée de vie

Le coefficient de concentration de contrainte ainsi calculé est ensuite intégré dans le calcul de durée de vie des pièces mécaniques en alliages d'aluminium.

Dans le modèle de Suraratchai, cette intégration est réalisée de deux façons, selon que la durée de vie est faible ou importante. En effet, si la durée de vie totale d'une pièce recouvre principalement deux grandes phases (amorçage et propagation), l'étendue respective de ces deux phases dépend du niveau de la contrainte appliquée et le rôle de la concentration de contrainte provoquée par l'état de surface n'y est pas le même. Cependant, les mécanismes d'amorçage sont identiques comme nous avons pu le constater grâce aux observations systématiques de nos échantillons : l'amorçage débute par la fissuration à partir particules intermétalliques situées en surface [10] [11].

### 6.2.2.1) Domaine des grandes durées de vie

Pour le domaine des grandes durées de vie, la phase d'amorçage est largement prépondérante par rapport à la phase de propagation. Dans ce domaine, la détermination de la durée de vie peut être abordée à l'aide de la notion de seuil de non-propagation de la mécanique linéaire de la rupture. Dans ce cadre, la rugosité peut être considérée comme concentrateur de contrainte. La limite de fatigue  $\Delta\sigma_{0,Kt}$  pour une surface de rugosité caractérisée par son coefficient de concentration de contrainte  $Kt$  peut alors être associée au seuil de non-propagation des fissures longues  $\Delta K_{th}$  par la relation :

$$\Delta\sigma_{0,Kt} = \frac{\Delta K_{th}}{Kt \cdot F \cdot \sqrt{\pi} a_0} \quad \text{Equation 6. 3}$$

où  $F$  est le facteur géométrique (pris égale à 1,12) et  $a_0$  la taille de la fissure initiale.

Dans le modèle initial de Suraratchai,  $a_0$  est choisie égale à la taille moyenne des grains recristallisés dans la mesure où l'amorçage débute par la fissuration de particules intermétalliques situées dans ces grains recristallisés.

Dans ce modèle, le seuil de non propagation  $\Delta K_{th}$  est supposé ne pas dépendre de l'état de surface, de même que la longueur de la fissure initiale  $a_0$  dans la mesure où l'amorçage a toujours lieu à partir d'inclusions intermétalliques situées dans les grains recristallisés.

Il ne faut pas confondre cette longueur de fissure avec la longueur retenue par Limido pour la définition du paramètre de filtrage nécessaire à une définition robuste du coefficient de concentration de contrainte. Pour cette raison, nous noterons différemment ces paramètres dans la suite du mémoire. Ainsi  $a_0$  correspondra à la taille initiale d'une fissure et  $a_{0,th}$  la longueur de fissure correspondant au seuil de propagation  $\Delta K_{th}$  :

$$a_{0,th} = \frac{1}{\pi} \cdot \left( \frac{\Delta K_{th}}{F \cdot \Delta \sigma_0} \right)^2 \quad \text{Equation 6. 4}$$

où  $\Delta \sigma_0$  représente la limite d'endurance obtenue pour des surfaces polies.

Le facteur de forme  $F$  est également supposé ne pas dépendre de la rugosité.

### 6.2.2.2) Domaine de faibles durées de vie

Pour le domaine des faibles durées de vie, la phase de propagation est relativement très importante. Cela concerne entre autres les surfaces de faible rugosité mais soumises à de fortes contraintes et les surfaces de forte rugosité pour des niveaux de contrainte bien sûr élevés, mais également plus faibles pour lesquels on perçoit bien l'effet d'entaille que peut jouer la rugosité. Pour ce domaine, l'approche par la mécanique de la rupture peut également être utilisée mais dans ce cadre, la rugosité n'influence la propagation de la fissure qu'en surface. Les stries d'usinage sont alors considérées comme des fissures initiales de forme semi-elliptique. La valeur de la profondeur du défaut  $a_0$  est choisie égale à la taille moyenne du grain recristallisé. La valeur de la longueur en surface  $c_0$  du défaut est choisie égale à  $2a_0$  en accord avec les observations des faciès de rupture faites au MEB. Pour ce type de défaut, le facteur de correction géométrique le long du front de fissure est déterminé à l'aide du modèle proposé par Newman-Raju dans le cas où le ratio  $c/a$  est inférieur à 1 [12] [13]. Le calcul en propagation se fait simultanément en surface et en profondeur en utilisant la même loi de propagation de Paris :

en surface :

$$\frac{dc}{dN} = C(\Delta K_{90^\circ})^m \quad \text{Equation 6. 5}$$

avec

$$\Delta K_{90^\circ} = F_{90^\circ} \cdot K_t \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi c} \quad \text{Equation 6. 6}$$

en profondeur :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{0^\circ})^m \quad \text{Equation 6. 7}$$

avec

$$\Delta K_{0^\circ} = F_{0^\circ} \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \quad \text{Equation 6. 8}$$



Dans les équation 6. 6 et 6.8,  $F_{90^\circ}$  et  $F_{0^\circ}$  représentent le facteur de correction géométrique respectivement pour la surface et la profondeur,  $c$  et  $a$  respectivement la demi-longueur en surface et la profondeur de la fissure semi-elliptique.

Le calcul se fait de façon incrémentale et les valeurs des facteurs de correction géométrique  $F_{90^\circ}$  et  $F_{0^\circ}$  sont ajustées à chaque pas de calcul avec la croissance de la taille de la fissure. Le calcul est interrompu lorsque la valeur du facteur d'intensité de contrainte critique  $K_{Ic}$  est atteinte, soit en surface, soit en profondeur, ou bien lorsque la taille de la fissure atteint la taille de l'échantillon.

Ce modèle, basé sur la mécanique linéaire de la rupture, et prenant en compte l'influence de la rugosité différemment selon la durée de vie, permet de reconstruire la courbe à l'amorçage. Pour obtenir cette courbe, il faut soustraire le nombre de cycles en propagation, calculé à l'aide du modèle développé pour les faibles durées de vie, au nombre de cycles à rupture. Une fois établie, cette courbe permet de prédire les durées de vie quelle que soit la rugosité, à partir d'une simple mesure de cette rugosité. En ce sens, elle donne un outil de contrôle de l'usinage de la surface du point de vue de sa tenue à la fatigue.

Pour cela, peu de données sont nécessaires : une caractérisation microstructurale (taille moyenne des grains recristallisés), une courbe de fatigue, une courbe de propagation et des mesures de profils de rugosité suffisent. Le calcul est rapide. Dans le cas de l'alliage Al 7010, ce modèle a donné satisfaction comme le montre la figure 6. 7.

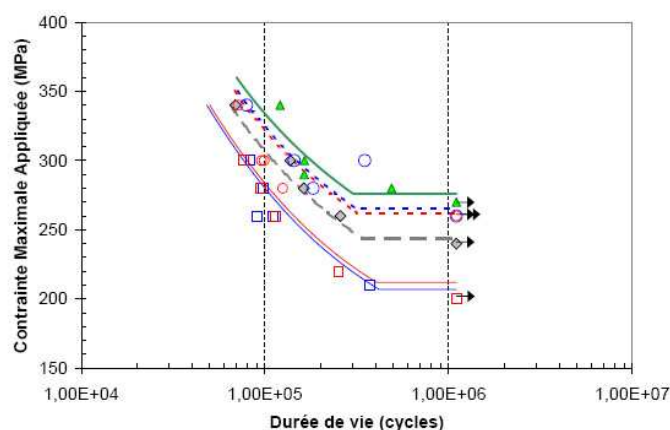


Figure 6. 7 : Prévisions fournies par le modèle de Suraratchai dans le cas de l'alliage Al 7010

### 6.3) Application du modèle de Suraratchai aux alliages 7050 et 2214

Rappelons l'hypothèse forte de ce modèle : les mécanismes de fissuration doivent être identiques quelle que soit la rugosité de la surface : la fissuration s'amorce à partir de particules intermétalliques situées en surface. Par ailleurs, ce modèle suppose une répartition homogène de ces particules ainsi qu'une répartition homogène des entailles : il n'est plus applicable au cas d'une surface polie avec une seule rayure.

Nous avons appliqué le modèle de Suraratchai aux alliages Al 2214 T6 et Al 7050 T7451. Comme nous l'avons fait remarquer, les observations des faciès de rupture au microscope électronique à balayage ont permis de montrer que les mécanismes de fissuration étaient similaires : fissuration des particules intermétalliques. A priori, la principale hypothèse nécessaire à l'application du modèle de Suraratchai est respectée. Pour l'appliquer, nous avons donc besoin :

- d'une caractérisation microstructurale (taille moyenne des grains recristallisés)
- d'une courbe de fatigue de référence (limite d'endurance  $\Delta\sigma_0$ );
- d'une courbe de propagation en régime de fissure longue (coefficients  $C$  et  $m$  de la loi de Paris et valeur du seuil de propagation  $\Delta K_{th}$ );

#### 6.3.1) Cas de l'alliage 2214 – T6 – état usiné

Pour l'alliage Al 2214 – T6, nous avons :

- une taille moyenne de grain recristallisé  $a_0$  de 25 à 30 microns ;
- une limite d'endurance de référence  $\sigma_0$  égale à 235 MPa ;
- les données suivantes, obtenues à partir des courbes de propagation obtenues pour le rapport de charge  $R$  0,1 fournies par notre partenaire industriel MESSIER :

$$C = 3,16 \cdot 10^{-10}$$

$$m = 2,775$$

$$\Delta K_{th} = 5,4 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

Avec ces données, nous obtenons la valeur de 113 microns pour le paramètre  $a_{0,th}$ .

La figure 6. 8 illustre les résultats des essais avant (points  $\circ$  pour les éprouvettes de faible rugosité et  $\diamond$  pour les éprouvettes de forte rugosité) et après traitement par la méthode du  $Kt$  (points  $\blacksquare$  pour les éprouvettes de faible rugosité et  $\blacklozenge$  pour les éprouvettes de forte rugosité). Comme nous pouvons le voir, les résultats pour les deux niveaux de rugosité (Ra 0,8 et Ra 3,2 $\mu$ m) sont, une fois traités, relativement bien alignés sur une même courbe de fatigue, avec cependant plus de dispersion pour les forts niveaux de contrainte.

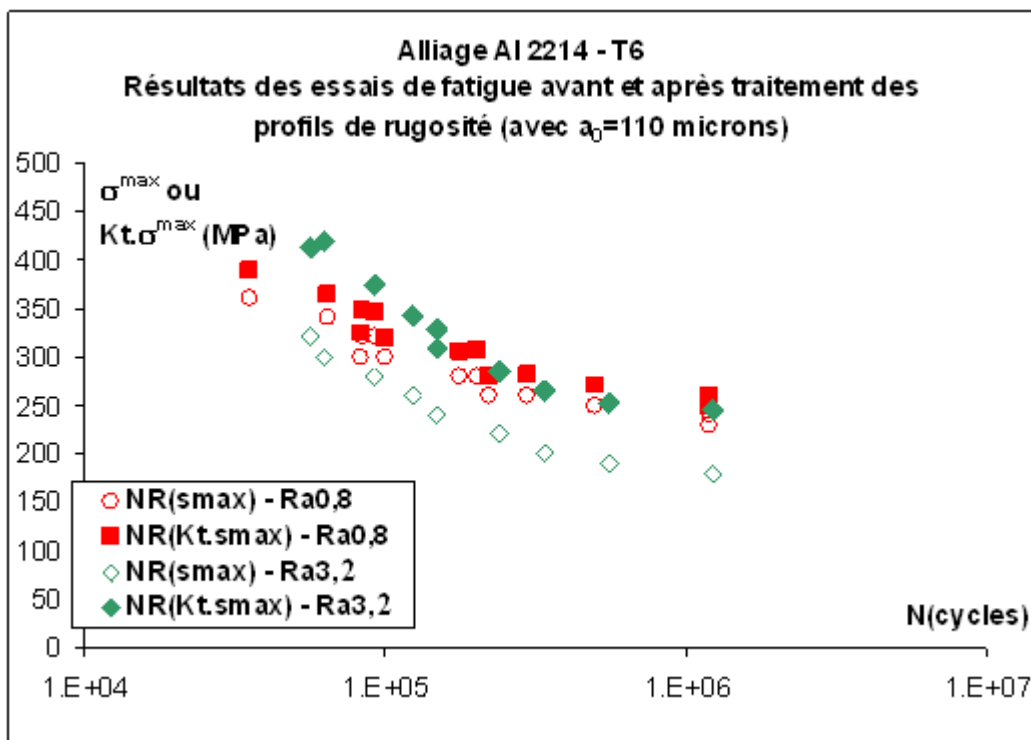
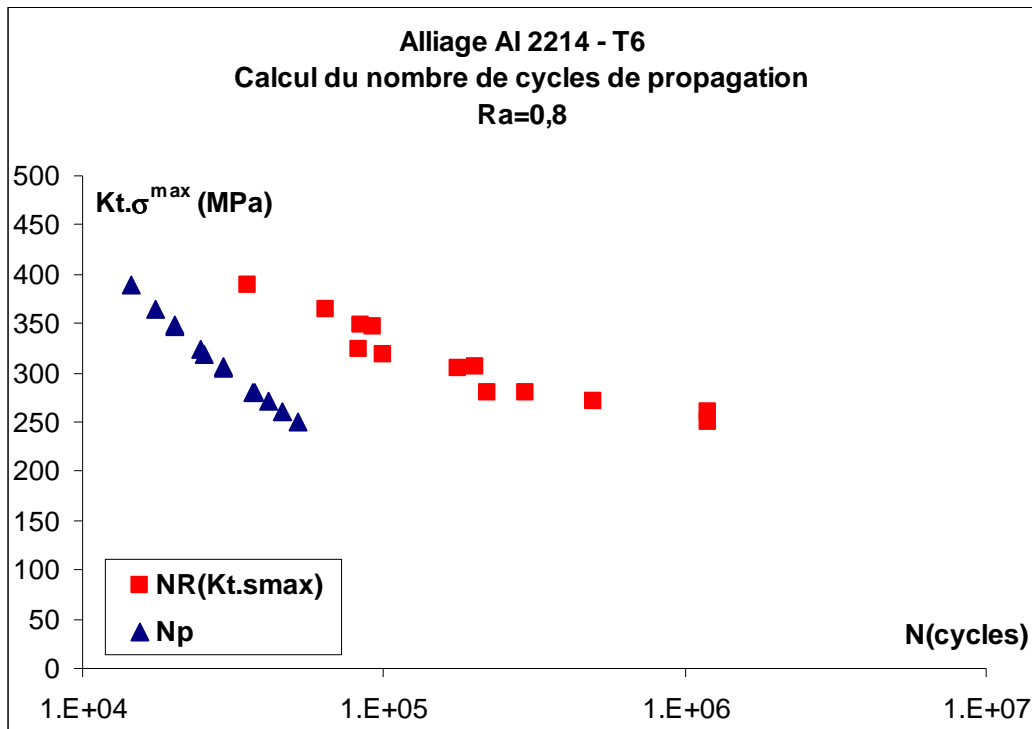


Figure 6. 8 : Résultats des essais de fatigue avant et après traitement des profils de rugosité pour l'alliage 2214 (avec  $a_0=110 \mu\text{m}$ )

### 6.3.1.1) Calcul du nombre de cycles en propagation

L'application du modèle de Suraratchai, pour chaque niveau de contrainte maximale nominale, a permis de calculer un nombre de cycles en propagation d'une fissure unique de forme semi-elliptique de rapport de forme initiale  $a_0/c_0 = 0,5$  (pour  $N=0$ ) avec  $a_0 = 25 \mu\text{m}$ .



**Figure 6. 9 : Nombre de cycles en propagation calculés à l'aide du modèle de Suraratchai pour l'alliage 2214 – T6 pour la rugosité Ra0.8 -  $a_{0,th} = 110 \mu\text{m}$  -  $a_0 = 25 \mu\text{m}$**

### 6.3.1.2) Calcul du nombre de cycles d'amorçage

Le nombre de cycles d'amorçage représente le nombre de cycles conduisant à une fissure de taille  $a_0$  (dans le cas étudié ici, 25 microns). Il est défini pour chaque contrainte par soustraction du nombre de cycles en propagation déterminé par le modèle au nombre de cycles à rupture observé expérimentalement. Les résultats obtenus peuvent être lissés par une courbe de Basquin  $N_a = \beta \cdot (Kt \cdot \sigma^{\max})^\alpha$ . Pour l'alliage 2214 le lissage, qui s'avère délicat (il est très difficile de trouver un jeu de paramètres de lissage) donne les valeurs suivantes :  $\alpha = -11,869$  et  $\beta = 8,77 \cdot 10^{33}$ . La [figure 6. 10](#) illustre les résultats obtenus. La courbe à l'amorçage est représentée par les points  $\Delta$ , la courbe en propagation par les points  $\blacktriangle$  et la courbe à rupture expérimentale par les points  $\blacksquare$ . La courbe de durée de vie prévue par le modèle correspondant aux points  $\square$ . Elle corrèle les résultats expérimentaux (points  $\blacksquare$ ), ce qui est plutôt normal étant donné la façon dont est déterminée la courbe à l'amorçage.

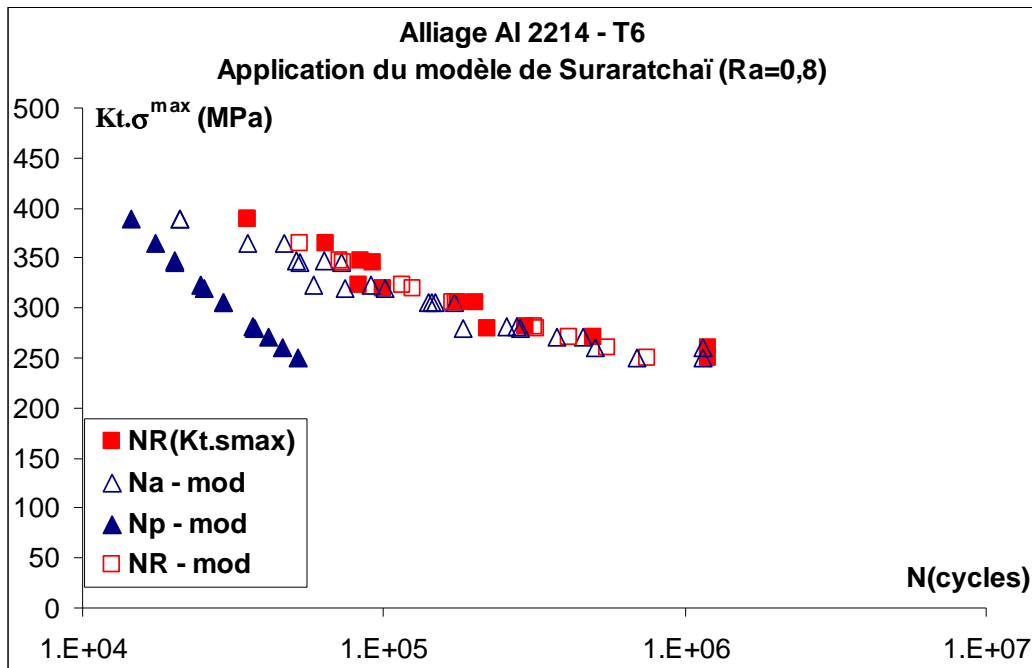


Figure 6. 10 : Définition de la courbe d'amorçage par le modèle de Suraratchai pour l'alliage 2214-T6 – Ra=0,8 avec  $a_{0,th} = 110 \mu\text{m}$  et  $a_0 = 25 \mu\text{m}$

La proportion  $N_a/NR$  représente de 40 à 95% de la durée de vie selon le niveau de contrainte. Ce résultat correspond à peu près à ce qui est généralement observé : pour les faibles durées de vie, l'amorçage est quasi instantané et la durée de vie est essentiellement consommée en propagation, tandis que pour les grandes durées de vie, la phase d'amorçage couvre l'essentiel de la durée de vie.

### 6.3.1.3) Validation du modèle : application au cas de la forte rugosité

Appliquons à présent le modèle, avec les paramètres identifiés avec les résultats des essais obtenus pour la faible rugosité ( $R_a$  0.8), aux résultats obtenus pour la forte rugosité ( $R_a$  3,2) et voyons si le modèle de Suraratchai est capable de prévoir des durées de vie réalistes. La figure 6. 11 illustre les résultats obtenus. Nous pouvons observer un décalage important entre les prévisions et les résultats expérimentaux pour les forts niveaux de contrainte. Nous attribuons ces écarts à la définition de la loi de propagation des fissures utilisée dans le modèle.

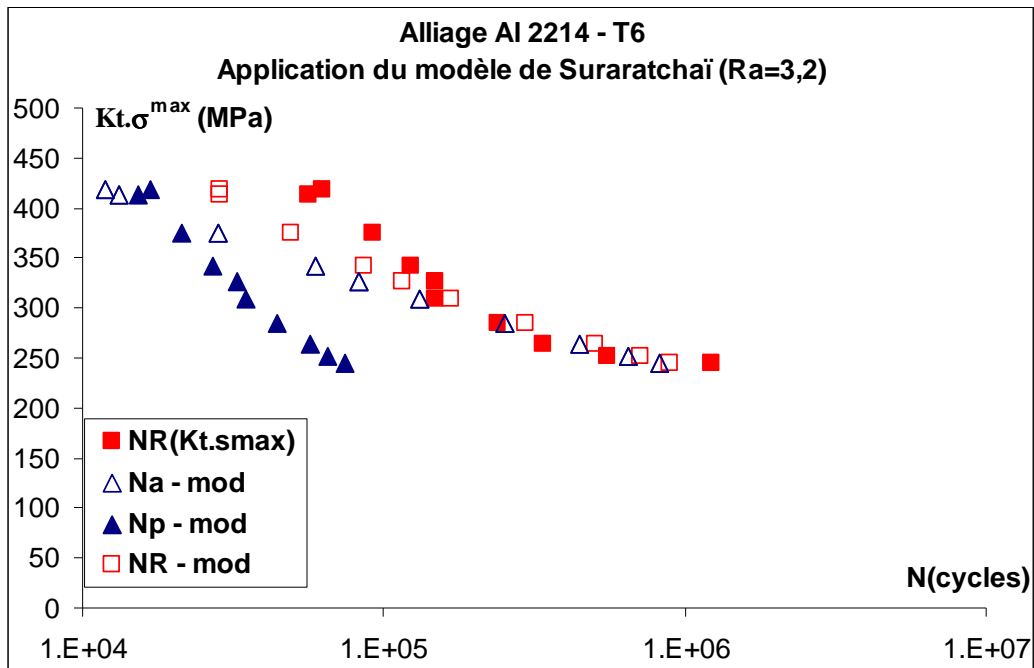


Figure 6. 11 : Prévisions fournies par le modèle de Suraratchai pour l'alliage 2214-T6  
Ra=3,2 avec  $a_{0,th} = 110 \mu\text{m}$  et  $a_0 = 25 \mu\text{m}$

La courbe de propagation fournie par MESSIER-BUGATTI montre clairement qu'il est difficile de définir un domaine de propagation de type Paris.

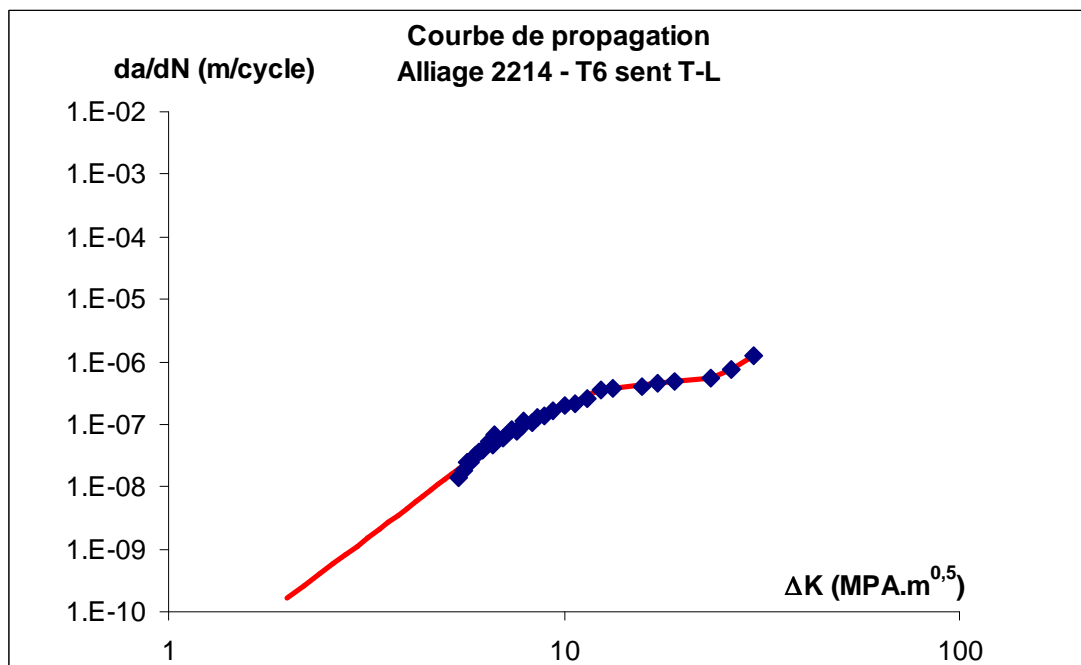


Figure 6. 12 : Modélisation par tronçons de la courbe de propagation des fissures longues pour l'alliage 2214-T6

Nous avons donc envisagé de modéliser la courbe par morceaux (figure 6. 12) et d'introduire ce modèle de propagation dans le modèle de Suraratchai. Avec cette loi, la détermination de la courbe d'amorçage d'une fissure de 25 microns conduit à une proportion  $N_a / N_R$  évoluant de 2 à 90%, comme le montre la figure 6. 13. L'application du modèle au cas de la forte rugosité donne alors de meilleures prévisions, comme nous pouvons le constater sur la figure 6. 14, ce qui tend à prouver que les écarts initialement observés proviennent bien de la définition de la loi de propagation.

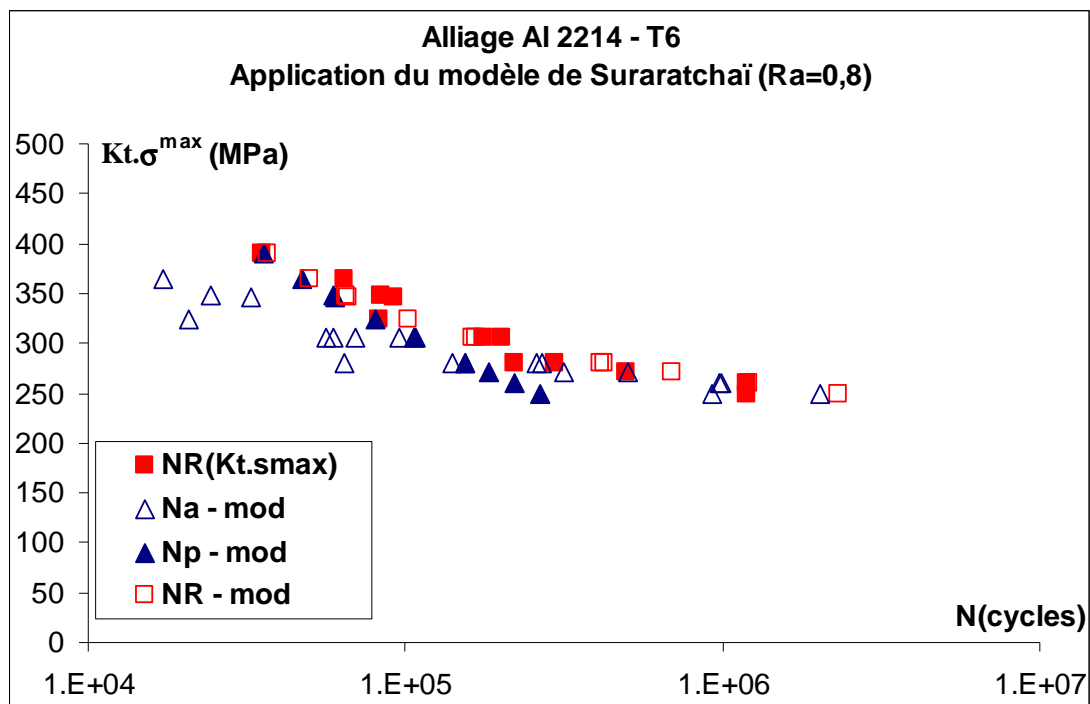
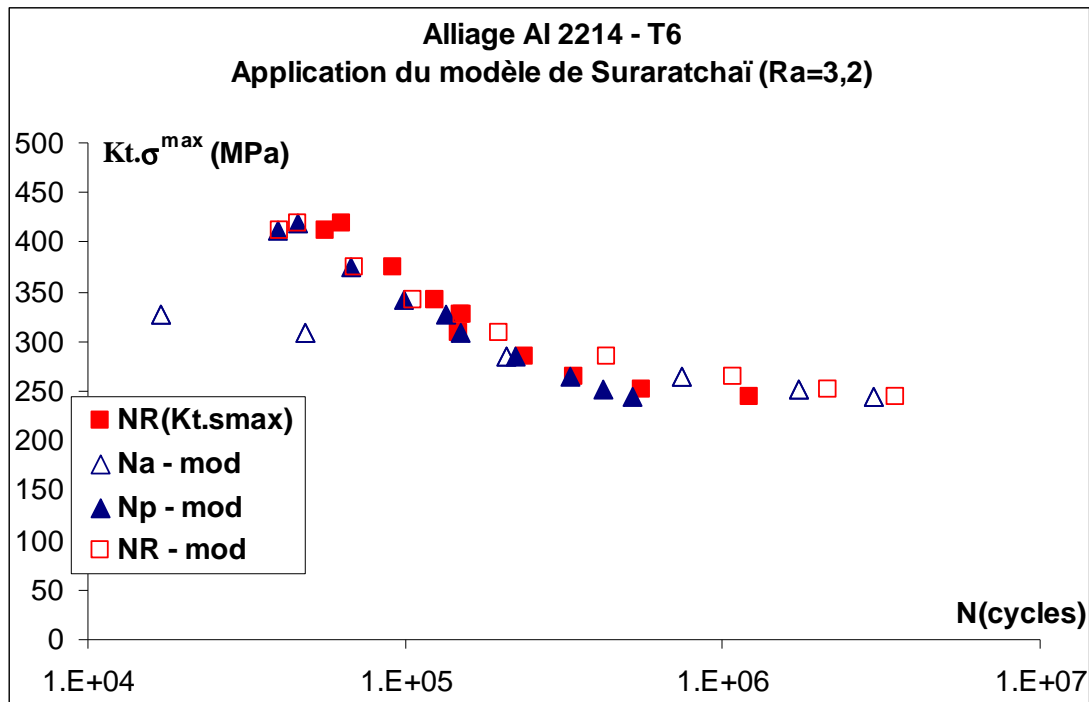


Figure 6. 13 : Définition de la courbe d'amorçage par le modèle de Suraratchai avec modélisation par tronçons de la courbe de propagation, pour l'alliage 2214 Ra=0,8μm (avec  $a_{0,th} = 110\mu\text{m}$  et  $a_0 = 25\mu\text{m}$ )



**Figure 6. 14 : Prévisions fournies par le modèle de Suraratchai, avec modélisation par tronçons de la courbe de propagation des fissures longues, pour l'alliage 2214 – Ra=3,2μm ( avec  $a_{0,th} = 110 \mu\text{m}$  et  $a_0 = 25 \mu\text{m}$  )**

Le lecteur l'aura constaté, la robustesse du modèle dépend pour une grande part de la caractérisation précise de la courbe de propagation et en particulier pour les faibles niveaux de variation du facteur d'intensité de contrainte. Nous aurons l'occasion de revenir sur ce point.

### 6.3.2) Cas de l'alliage 7050 – T7451 – état usiné

Pour l'alliage Al 7050 T7451, nous avons :

- une taille moyenne de grain recristallisé  $a_0$  de 25 microns ;
- une limite d'endurance de référence  $\sigma_0$  égale à 180 MPa ;
- une courbe de fatigue réalisée en flexion plane 4 points avec R 0,1 sur des éprouvettes de faible rugosité ;
- les données suivantes fournies issues de [14] :
- $C = 7.50 \cdot 10^{-12}$
- $m = 4.175$
- $\Delta K_{th} = 3.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$



Avec ces données, nous obtenons la valeur de 110 microns pour le paramètre  $a_{0,th}$  ; Comme pour l'alliage 2214, cette valeur a été introduite comme paramètre de filtrage dans le logiciel de traitement des profils de rugosité. La figure 6. 15 illustre les résultats de fatigue avant (points  $\circ$ ) et après traitement (points  $\blacksquare$ ) des données.

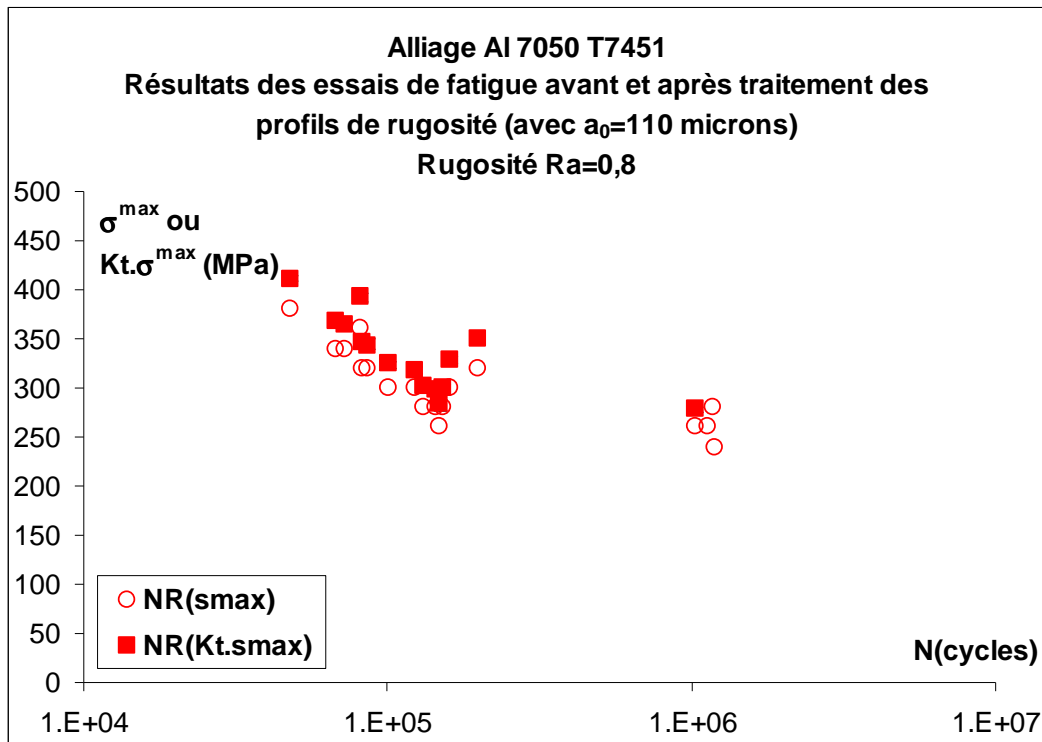
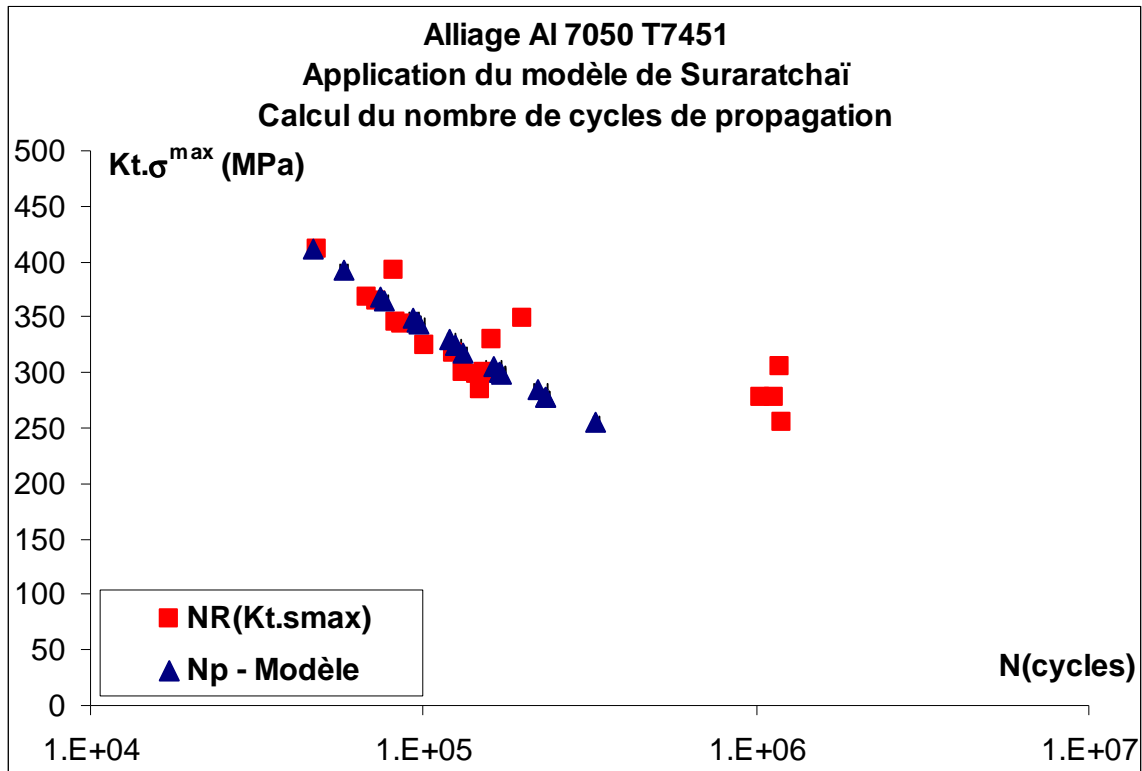


Figure 6. 15 : Résultats des essais de fatigue en flexion 4 points ( $R=0,1$ ) avant et après traitement des profils de rugosité pour l'alliage 7050-T7451 (avec  $a_{0,th}=110 \mu\text{m}$  et  $a_0=25 \mu\text{m}$ )

Les marges d'erreurs sur les valeurs des contraintes corrigées sont très étroites, et cette correction n'affecte en rien la forte dispersion que nous avons constatée sur les données brutes.

### 6.3.2.1) Calcul du nombre de cycles en propagation

L'application du modèle de Suraratchai pour chaque niveau de contrainte maximale nominale (fissure unique de forme semi-elliptique de rapport de forme initiale  $a_0/c_0 = 0,5$  avec  $a_0 = 25 \mu\text{m}$ ) a conduit aux résultats de la figure 6. 16. Comme nous pouvons le constater, les durées de vie en propagation (exprimées en fonction de la contrainte locale) sont très proches des résultats expérimentaux (exprimés également en contrainte locale).

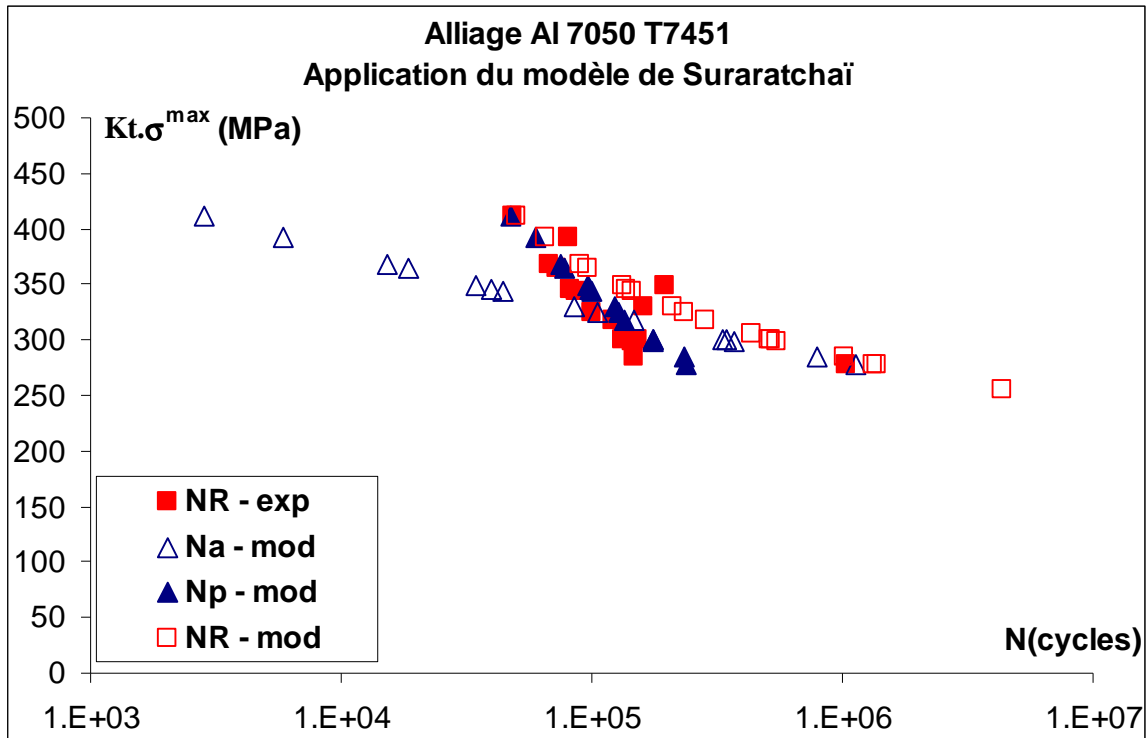


**Figure 6. 16 : Nombre de cycles en propagation calculés à l'aide du modèle de Suraratchai pour l'alliage 7050 usiné avec  $Ra=0,8\mu\text{m}$  avec  $a_{0,th} = 110 \mu\text{m}$  et  $a_0 = 25 \mu\text{m}$**

### 6.3.2.2) Calcul du nombre de cycles d'amorçage

La courbe à l'amorçage  $N_a(Kt.\sigma^{\max})$  correspondante est illustrée par la [figure 6. 17](#) (points  $\Delta$ ). Les paramètres  $\alpha$  et  $\beta$  du modèle de Basquin valent respectivement -15,24 et  $2,01 \cdot 10^{43}$ . Nous faisons remarquer que le nombre de cycles à l'amorçage n'a pu être calculé quand les valeurs du nombre de cycles en propagation étaient déjà supérieures au nombre de cycles à rupture relevé expérimentalement, ce qui perturbe la détermination des paramètres de la courbe à l'amorçage. A cela se rajoute la grande dispersion des résultats.

La courbe à l'amorçage est représentée par les points  $\Delta$ , la courbe de propagation par les points  $\blacktriangle$  et la courbe à rupture par les points  $\square$ . Pour cet alliage, la proportion  $N_a/NR$  représente de 10 à 90% de la durée de vie selon le niveau de contrainte ce qui correspond bien à ce que nous nous sommes en droit d'attendre. Cependant, nous constatons que les prévisions sont trop optimistes : les durées de vie prévues sont supérieures aux durées de vie expérimentalement observées ([figure 6. 16](#)). Nous pensons que la dispersion sur les résultats expérimentaux est une des principales causes de ce décalage.

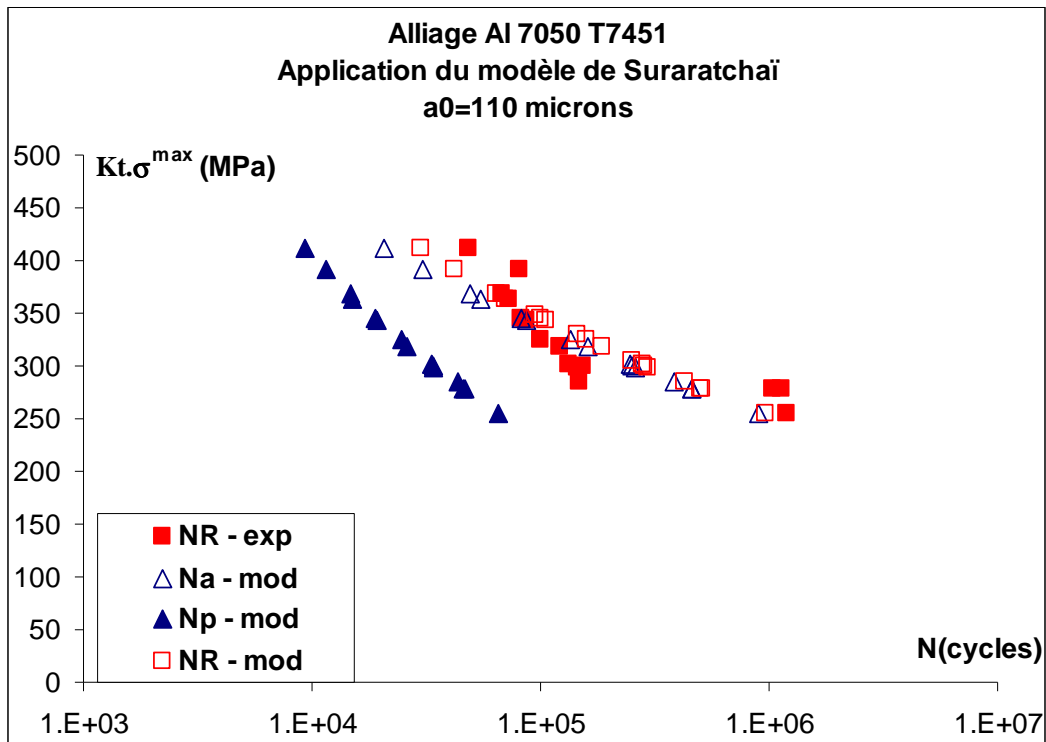


**Figure 6. 17 : Prédiction fournie par le modèle de Suraratchai pour l'alliage 7050 avec  $a_{0,th} = 110 \mu\text{m}$  et  $a_0 = 25 \mu\text{m}$**

### 6.3.2.3) Nombres de cycles à l'amorçage pour une fissure de taille initiale de 110 microns

Selon la définition de Kitagawa et reprise par Limido pour la définition robuste du coefficient de concentration de contrainte introduit dans le calcul du nombre de cycles en propagation de Suraratchai,  $a_0$  vaut 110 microns. Nous avons recalculé pour tous les cas d'essais le nombre de cycles en propagation pour une fissure semi-elliptique de cette taille et nous en avons déduit la courbe à l'amorçage pour un défaut initial de 110 microns. La courbe obtenue peut être ajustée par le modèle de Basquin avec les paramètres suivants :  $\alpha = -7,917$  et  $\beta = 1,03 \cdot 10^{25}$ . La [figure 6. 18](#) illustre les prévisions de durée de vie totale.

Le lecteur remarquera que dans ce cas (fissure de taille initiale de 110 microns), le nombre de cycles nécessaire pour atteindre cette taille représente environ de 70 à 80% de la durée de vie totale sur l'ensemble des niveaux de contrainte, contrairement à ce qui a pu être constaté avec une taille initiale de 25 microns.



**Figure 6. 18 : Prévision fournie par le modèle de Suraratchai pour l'alliage 7050**  
avec  $a_{0,th} = 110 \mu\text{m}$  et  $a_0 = 110 \mu\text{m}$

Si au final la prévision de la durée de vie reste cohérente avec les résultats expérimentaux quelle que soit la valeur de  $a_0$ , il n'en reste pas moins que se pose un problème de fond qu'il nous faudra résoudre : quelle valeur de  $a_0$  faut-il choisir ? Tout porte à croire que la valeur de la taille du grain dans lequel nous retrouvons les particules intermétalliques à l'origine des amorcages de fissures soit la plus cohérente.

### 6.3.3) Application du modèle aux résultats de décapage

Voyons à présent ce que donne l'application du modèle de Suraratchai au cas de ces mêmes alliages, mais cette fois-ci, dans l'état décapé.

#### 6.3.3.1) Cas de l'alliage 2214-T6

Pour cet alliage, aucune différence notable n'a pu être mise en évidence entre les états usiné et décapé suivant le protocole MESSIER. Les observations des surfaces décapées justifient cela : aucune cavité pouvant être causée par le décapage n'a été observée. Il est donc logique que les résultats d'essais, une fois corrigés par la méthode du  $Kt$  (avec bien sûr les mêmes valeurs de  $a_{th0}$  et  $a_0$  que pour l'état usiné), soient similaires et qu'alors le modèle de Suraratchai fournissent de bonnes prévisions. Ces résultats sont illustrés par la [figure 6. 19](#) et la [figure 6. 20](#). Ces figures parlent d'elles-mêmes. Les prévisions corréllent très bien les données expérimentales ce qui nous rassure sur la qualité globale du modèle.

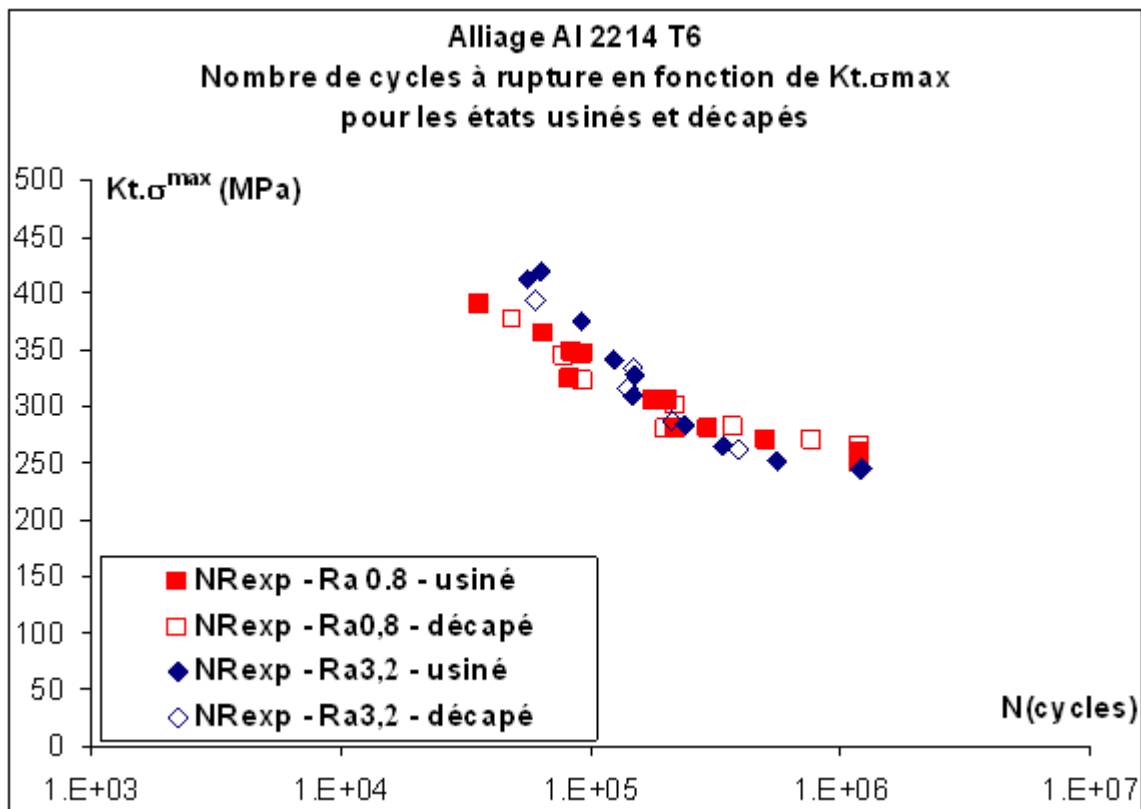


Figure 6. 19 : Comparaison entre les résultats des essais traités par la méthode du  $Kt$  (avec  $a_{0,th} = 110 \mu m$  et  $a_0 = 25 \mu m$ ) pour les états usiné et décapé pour l'alliage 2214

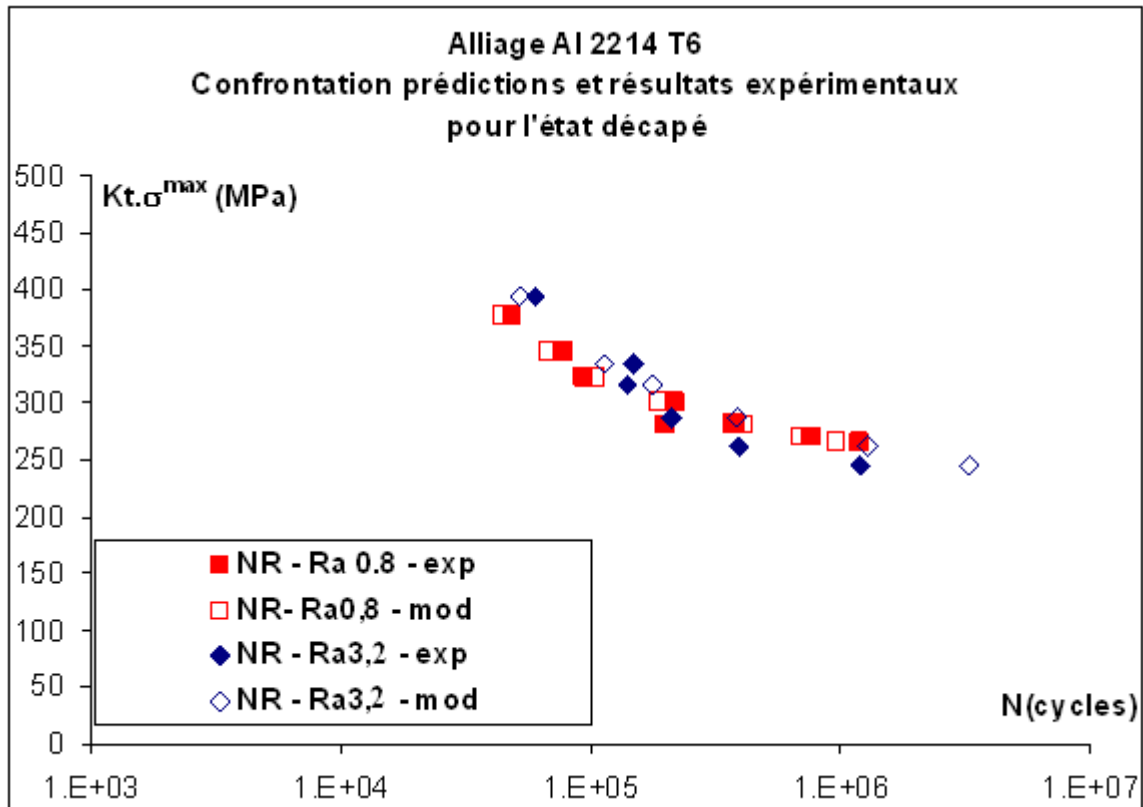
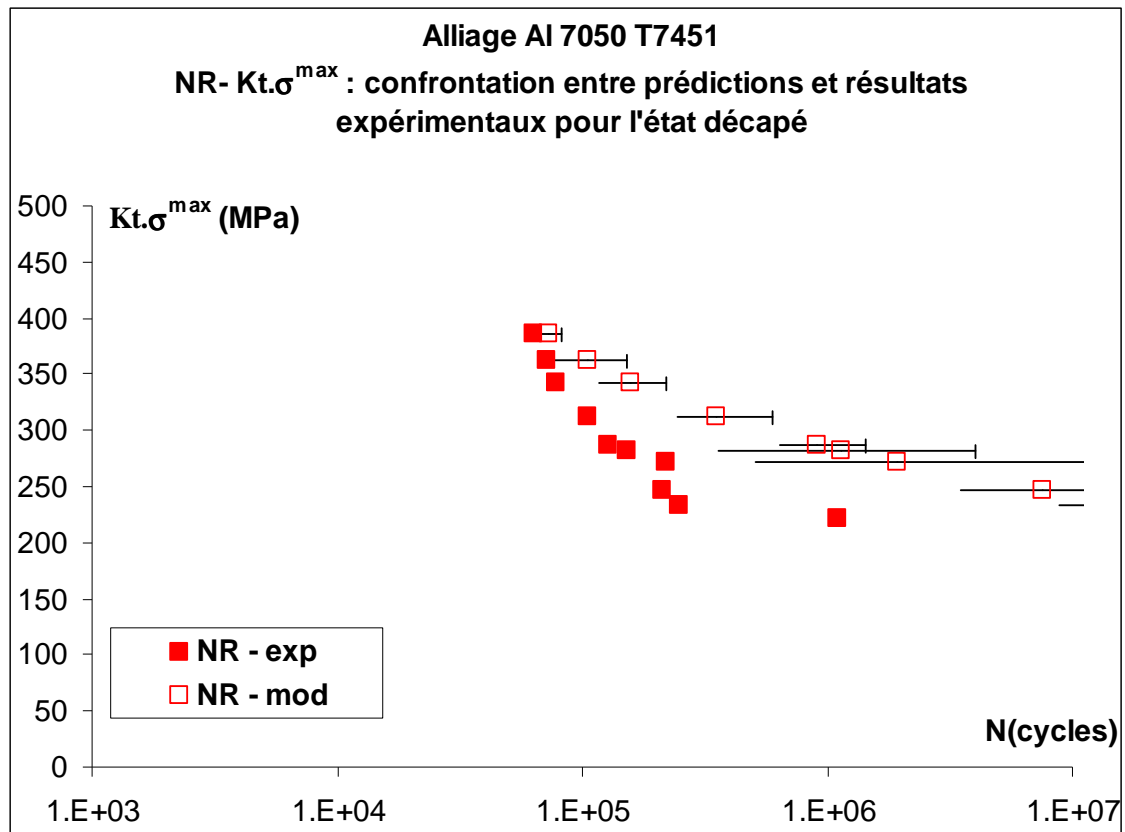


Figure 6. 20 : Comparaison entre les prévisions du nombre de cycles à rupture et les résultats expérimentaux pour l'alliage 2214-T6 décapé pour les deux niveaux de rugosité

### 6.3.3.2) Cas de l'alliage 7050 – T7451 décapé

Pour l'alliage 7050, nous avons pu observer un réel abattement de la tenue en fatigue, abattement que nous avons attribué sans mal à la présence des multiples cavités créées durant cette phase de décapage.

La rugosité des éprouvettes décapées a été mesurée de la même façon que pour les éprouvettes usinées, avec le rugosimètre à contact. Nous avons alors appliqué le modèle avec les mêmes paramètres que ceux utilisés pour les éprouvettes usinées, notamment pour la valeur de la taille initiale du défaut  $a_0$  que nous avons retenu à 25 microns. La [figure 6. 21](#) illustre les résultats obtenus (expérience et modèle). La mesure de la rugosité pour les éprouvettes décapées a conduit à des valeurs du coefficient de concentration de contrainte  $K_t$  plus dispersives. Cette dispersion s'explique aisément par la répartition des cavités à la surface. Aussi, lors d'une mesure de profil de rugosité, le repérage d'une cavité revêt-il un caractère aléatoire certain. Elles sont aussi plus ou moins larges, et plus ou moins profondes. Dès lors, la prévision de la durée de vie revêt, elle aussi, un caractère très dispersif. Cela se traduit par les barres d'erreur qui ont été reportées sur le graphe.



**Figure 6. 21 : Prévisions des durée de vie pour l'alliage 7050 à l'état décapé (avec  $a_{0,th} = 110 \mu\text{m}$  et  $a_0 = 25 \mu\text{m}$ ) – comparaison avec les résultats expérimentaux**

Comme nous pouvons le constater sur cette figure, et malgré l'incertitude liée à la mesure des profils de rugosité des surfaces décapées, les prévisions fournies sont trop optimistes. Nous pouvons penser que l'une des raisons en est justement la qualité de la mesure de la rugosité : sans doute sommes-nous passé à coté de la cavité la plus sévère du point de vue de la concentration de contrainte. Comment remédier à cela ? En multipliant le nombre de profils mesurés.

Autre raison : la multiplicité des sites d'amorçage que représentent toutes ces cavités. Ce phénomène a clairement été mis en évidence lors des observations des faciès de rupture. Et là, le modèle de Suraratchai n'est plus apte à reproduire ce phénomène.

Ces deux raisons nous ont conduits à développer, sur la base du modèle de Suraratchai un nouveau modèle de calcul de durée de vie pour les pièces et éléments de structure en alliage d'aluminium anodisé. Nous en reparlerons plus loin.

### 6.3.4) Application du modèle aux résultats d'anodisation

Les résultats des comparaisons sont pour le moins satisfaisants dans le cas des états décapés. Le modèle fournit des prévisions conformes à celles qui avaient été obtenues pour l'état usiné dans le cas de l'alliage 2214-T6, tandis qu'il permet bien de reproduire la dégradation de la tenue en fatigue pour l'alliage 7050-T7451 décapé. A présent, la curiosité nous pousse à appliquer le modèle sur les états anodisés alors que nous avons pu constater que la couche d'oxyde formée lors de l'anodisation avait tendance à masquer la rugosité. Cependant, tout porte à croire que ce paramètre est représentatif de la tenue en fatigue pour ces alliages. Nous rappelons que, faute d'avoir pu réaliser des mesures de contraintes résiduelles sur les éprouvettes, nous avons fait l'hypothèse que, pour ces alliages, la rugosité d'usinage (le paramètre géométrique  $G$ ) était prépondérant vis-à-vis des deux autres paramètres qui dans notre approche de la fatigue caractérisent la surface : le paramètre mécanique ( $C$ ) et le paramètre matériau ( $M$ ).

#### 6.3.4.1) Cas de l'alliage 2214-T6

Dans le cas de l'alliage 2214-T6, l'application du modèle  $Kt$  (avec  $a_{th0} = 110$  microns et  $a_0 = 25$  microns), conduit à des prévisions beaucoup trop optimistes par rapport aux résultats expérimentaux (figure 6. 22) ; il est clair que le modèle de Suraratchai ne peut pas prendre correctement en compte le mécanisme d'amorçage qui caractérise cet alliage et ce traitement pour lequel le réseau de micro-fissures a été clairement identifié comme la source principale des amorçages des multiples fissures. D'une part, elles sont difficilement mesurables par de simples relevés de profil de rugosité. D'autre part, la formulation par la mécanique de la rupture utilisée dans le modèle ne permet pas de traduire correctement les facteurs d'intensité de contrainte en pointe de ces micro-fissures qui se sont formées dans une couche présentant des propriétés mécaniques et physiques différentes de celles du substrat.

#### 6.3.4.2) Cas de l'alliage 7050-T7451

Une fois encore, l'ensemble des données relatives à l'état anodisé a été traité par la méthode du  $Kt$ , avec toujours les mêmes valeurs pour  $a_{th0}$  (110 microns) et  $a_0$  (25 microns). Cette fois-ci (figure 6. 23), les prévisions se révèlent trop optimistes. Ceci traduit le fait que les mesures des profils de rugosité, et donc la détermination du coefficient de concentration de contrainte, ne caractérisent pas correctement la qualité de la surface de ce point de vue. Les « défauts » sont estompés, voire masqués, et les autres ne sont pas forcément bien caractérisés par les simples relevés de profil de rugosité.



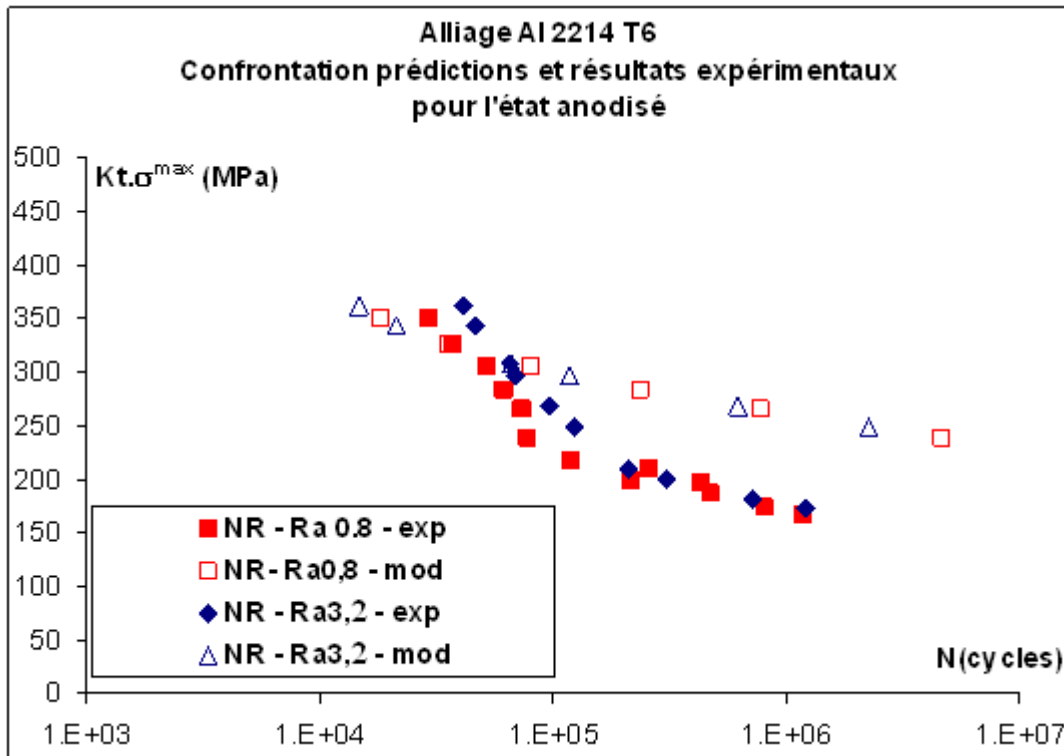


Figure 6. 22 : Comparaison entre les prévisions du nombre de cycles à rupture et les résultats expérimentaux pour l'alliage 2214 anodisé

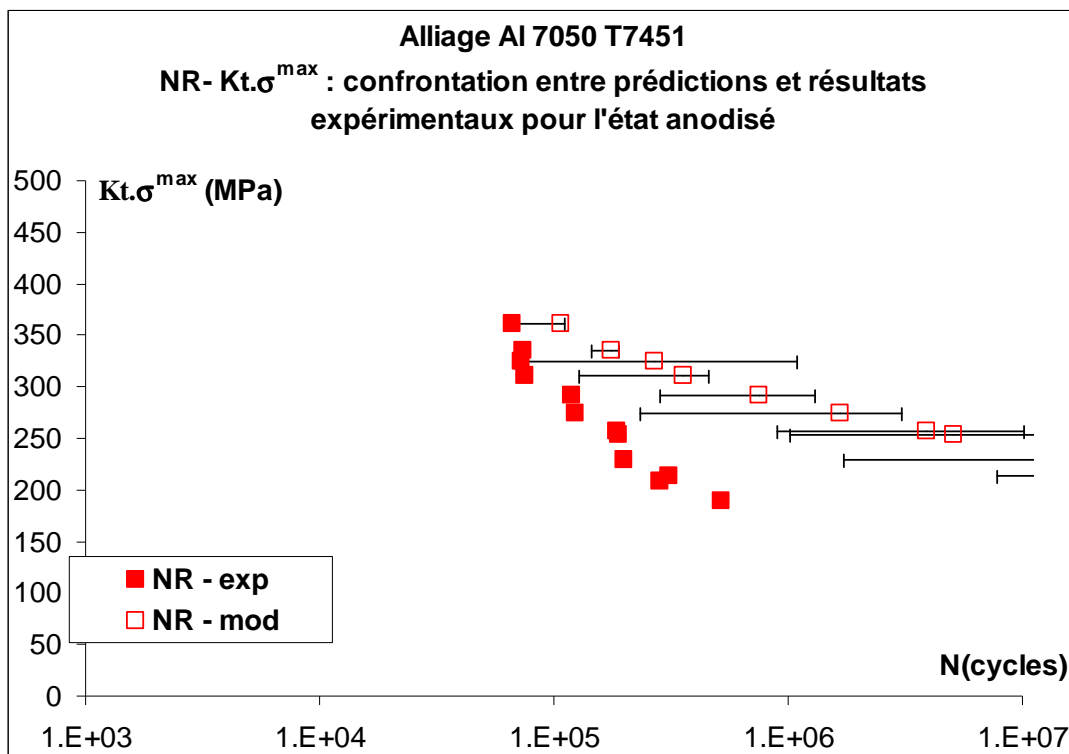


Figure 6. 23 : Comparaison entre les prévisions du nombre de cycles à rupture et les résultats expérimentaux pour l'alliage 7050 anodisé (avec  $a_{0,th} = 110 \mu\text{m}$  et  $a_0 = 25 \mu\text{m}$ )

Et naturellement, comme nous pouvons constater sur la [figure 6. 24](#) pour l'alliage 7050, le modèle n'est pas capable de prévoir l'abatement de la tenue en fatigue entre les états usiné et décapé d'une part et anodisé d'autre part.

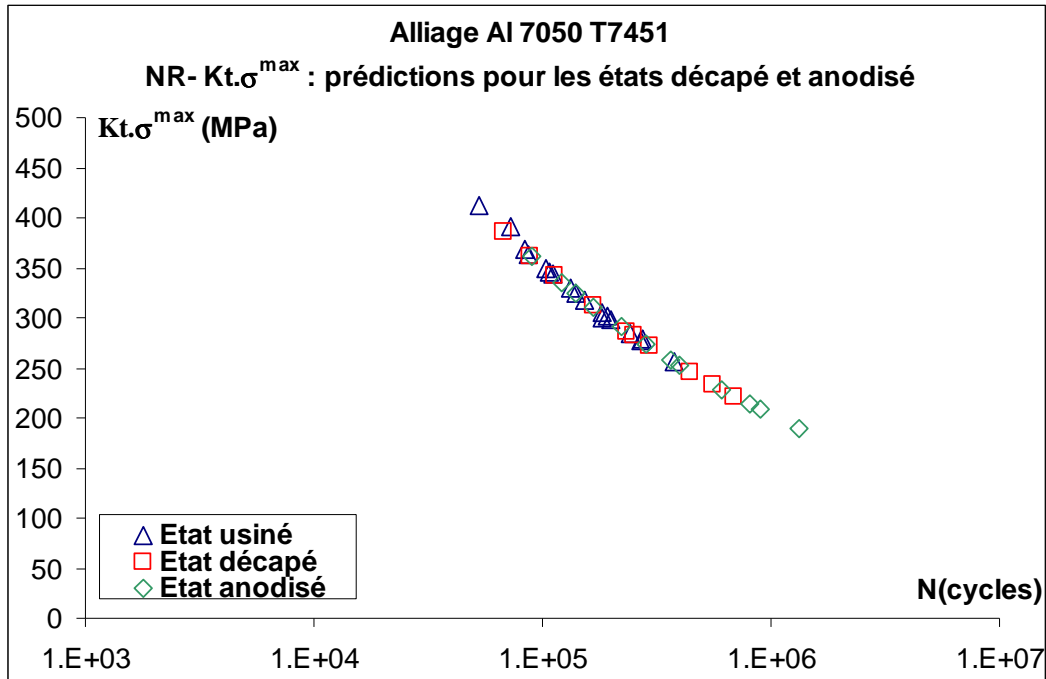


Figure 6. 24 : Comparaison entre les prévisions du nombre de cycles à rupture pour l'alliage 7050 dans les états usiné, décapé et anodisé (avec  $a_{0,th} = 110 \mu\text{m}$  et  $a_0 = 25 \mu\text{m}$ ).

### 6.3.5) Conclusions sur l'application du modèle de Suraratchai aux cas des alliages 2214-T6 et 7050-T7451

Pour les deux alliages, nous nous sommes retrouvés confrontés à la définition de la taille du défaut initial : faut-il choisir la taille du grain recristallisé  $a_0$  dans lesquels se trouvent les particules intermétalliques à l'origine de la fissuration ou bien la longueur de la fissure  $a_{0,th}$  ne propageant pas sous une variation de contrainte correspondant à la limite d'endurance du matériau, valeur retenue par Limido pour la définition de la longueur d'onde de filtrage du profil de rugosité. Dans le cas de l'alliage 7010 étudié par Suraratchai, il se trouvait que ces deux longueurs coïncidaient, masquant ainsi le problème. Pour les deux alliages étudiés au cours du travail présenté dans ce mémoire, ces deux valeurs ne coïncident pas. Or le choix cette taille influe directement sur le nombre de cycles en propagation.

Le deuxième constat que nous pouvons faire concerne l'importance de la définition de la loi de propagation mise en œuvre dans le modèle. Le cas de l'alliage 2214 est remarquable de ce point de vue. Elle influence directement la répartition entre phase d'amorçage et phase de propagation, notamment pour les forts niveaux de contrainte.

Dans le cas des éprouvettes en alliage 2214-T6 traitées suivant le protocole MESSIER, le décapage n'a eu aucun effet sur la surface : aucune cavité de décapage n'a pu être décelée et les mécanismes de fissuration sont absolument identiques à ceux observés pour l'état usiné. L'application du modèle de Suraratchai a naturellement fourni d'excellentes prévisions une fois le modèle bien calé. Par contre, le cas des éprouvettes anodisées puis colmatées est très différent dans la mesure où le colmatage a entraîné le faïençage de la couche anodisée dans laquelle s'étaient formées des cavités lors de l'anodisation. Mais le rôle prédominant du faïençage sur l'amorçage des fissures dans le substrat a été clairement identifié. Le modèle s'est avéré incapable de prédire l'abatement en fatigue : au contraire, les prévisions de durée de vie fournies sont beaucoup trop optimistes.

Dans le cas des éprouvettes en alliage 7050-T7451, traitées suivant le protocole AIRBUS, les particules intermétalliques situées en surface ont disparues : elles ont été dissoutes ou expulsées dans le bain de décapage suite à la dissolution de la matrice aluminium à l'interface matrice-particule lors de la phase de décapage. Quoiqu'il en soit, il en résulte la présence d'une multitude de cavités. Les observations au MEB des faciès de rupture des éprouvettes traitées montrent clairement que ces cavités constituent les sites d'amorçage des fissures de fatigue. Certes, les particules intermétalliques n'y sont plus, et ne peuvent donc pas se fissurer, mais les observations permettent de penser que les mécanismes de fissuration du volume sous-jacent sont identiques. Fort de ces constats expérimentaux, nous pensons pouvoir appliquer le modèle de Suraratchai en toute confiance dans ces deux cas. Mais les prévisions fournies par le modèle se sont avérées trop optimistes, d'autant plus que la contrainte est faible. D'autre part, le modèle s'est avéré incapable de prévoir l'abatement de la tenue en service entre les états décapé et anodisé.

#### **6.4) Généralisation du modèle**

Les principales causes du décalage entre les prévisions fournies par le modèle de Suraratchai et les résultats expérimentaux sont à notre avis :

- la mauvaise caractérisation de la surface du point de vue de la détermination du coefficient de concentration de contrainte : quelques profils de rugosité sont mesurés aléatoirement sur la surface : un certain nombre de cavités de décapage sont décelées, mais pas toutes et pas forcément les plus sévères ; en outre il n'est pas aisé de bien les caractériser avec de simples relevés de profil de rugosité :

- le fait que ces cavités, de toute taille (profondeur, longueur et largeur en surface), ne peuvent être considérées comme des fissures longues : le calcul en propagation s'en trouve affecté ;

- le fait que le calcul ne se fasse qu'à partir d'un seul défaut : dans le cas des surfaces décapées, les sites d'amorçage potentiels, les cavités, sont très nombreux ;

- la non-prise en compte de la nature fragile de la couche anodique.

Comment remédier à ces problèmes ? Voici les solutions que nous proposons point par point :

- réaliser la caractérisation de la surface à partir d'un relevé topographique de cette surface ;

- prendre en compte la multiplicité des sites d'amorçage en menant en parallèle le calcul de propagation pour toutes les fissures ; inévitablement, des situations de coalescence entre fissures émanant de sites voisins va se poser ;

- prendre en compte une phase de propagation en régime de fissures courtes pour toutes les microfissures émanant de ces sites potentiels d'amorçage ;

- faire l'hypothèse que, bien que la plupart des cavités soient masquées par l'anodisation, la répartition en taille et en position de ces cavités est identique à celle que nous aurons pu identifier lors de la caractérisation des surfaces décapées dans le cas de l'alliage 7050 ;

- considérer que les fissures qui vont émaner de ces cavités vont en premier lieu se propager instantanément dans la couche, augmentant ainsi d'une longueur égale à l'épaisseur de la couche la longueur de toutes les microfissures.

C'est ce que nous allons présenter plus en détails dans la suite de ce chapitre.

## **6.5) Nouvelle modélisation**

Le nouveau modèle constitue en fait une généralisation à la surface de la méthode proposée par Suraratchai. Comme nous l'avons dit précédemment, quatre points essentiels vont devoir être développés :

- une autre manière de caractériser la rugosité, du point de vue de la détermination du coefficient de concentration de contrainte, cavités comprises ;
- la prise en compte d'un régime de propagation des microfissures ;
- une approche multi-fissuration – coalescence ;
- la prise en compte d'une épaisseur supplémentaire correspondant à l'épaisseur de la couche d'oxyde.

Nous allons développer ces quatre points dans cet ordre.

### **6.5.1) Caractérisation de la surface et détermination du coefficient de concentration de contrainte $K_t$**

#### **6.5.1.1) Caractérisation de la surface**

Le relevé de quelques profils de rugosité aléatoirement sur la surface ne suffit pas à bien caractériser les surfaces découpées. Cette insuffisance est moins sensible pour les surfaces usinées, naturellement, et pour les surfaces anodisées. Dans le cas des premières, les profils relevés sont statistiquement représentatifs de la surface ; dans le cas des secondes, ils ne le sont pas cela vient du fait que la couche anodique a tendance à masquer les cavités que l'on cherche à identifier. Nous proposons donc d'utiliser des relevés topographiques de la surface. Pour limiter la taille des fichiers, nous avons mesuré des surfaces adjacentes de très petites étendues pour ces topographies (figure 6.26).

Pour ces relevés, nous avons de nouveau utilisé le rugosimètre à contact Mahr. Pour pouvoir effectuer le balayage transversal de la surface (suivant la direction perpendiculaire à la direction de mesure des profils de rugosité), nous avons utilisé une table motorisée dont le déplacement est synchronisé au retour du stylet. Les éprouvettes sont placées sur la table de sorte que l'axe de sollicitation soit aligné avec la direction de mesure de rugosité.

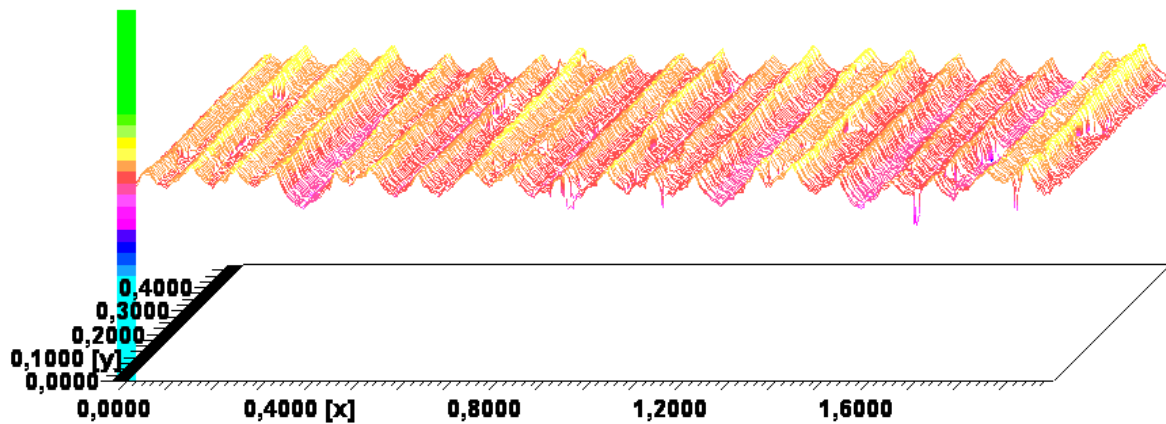


Figure 6. 25 : Echantillon de surface topographiée - alliage 7050-T7451

L'objectif de cette caractérisation surfacique était de repérer les cavités de décapage ; dans ce genre de problématique, plus la résolution de mesure est fine, meilleure est la définition du contour de ces cavités, mais les fichiers de données sont de taille extrêmement importante, sans parler du temps d'acquisition. Afin d'éviter des problèmes liés à la taille de ces fichiers, nous avons choisi des résolutions de 5 microns dans chacune des directions (de mesure et de balayage) pour des étendues de surface de 2mm, suivant la direction de mesure, par 0,5mm dans la direction de balayage. Pour reconstituer une surface représentative, nous avons associé 4 bandes de mesure adjacentes. Ces opérations ont été multipliées sur les surfaces d'éprouvettes non testées. Elles ont été faites des éprouvettes prises aléatoirement dans les lots d'éprouvettes destinées aux essais de fatigue.

Pour déceler les cavités de décapage et définir leur taille (profondeur  $a$ , longueur en surface  $2c$  et largeur  $2b$ ), nous avons développé un programme sous Excel VBA ©. La structure de ce programme est détaillée dans l'annexe A2, en fin de ce mémoire.

La figure 6. 26 et les graphes de la figure 6. 27 illustrent les résultats de ce prétraitement des fichiers d'acquisition fournis par le rugosimètre : il s'agit dans le cas présenté de la caractérisation de la surface (bande de 0,5 mm x 2 mm) décapée d'une éprouvette en alliage 7050-T7451, usinée avec une rugosité initiale  $R_a$  0,8, décapée suivant le procédé AIRBUS. Sur la cartographie, on retrouve les stries d'usinage (les crêtes) et la présence des cavités.

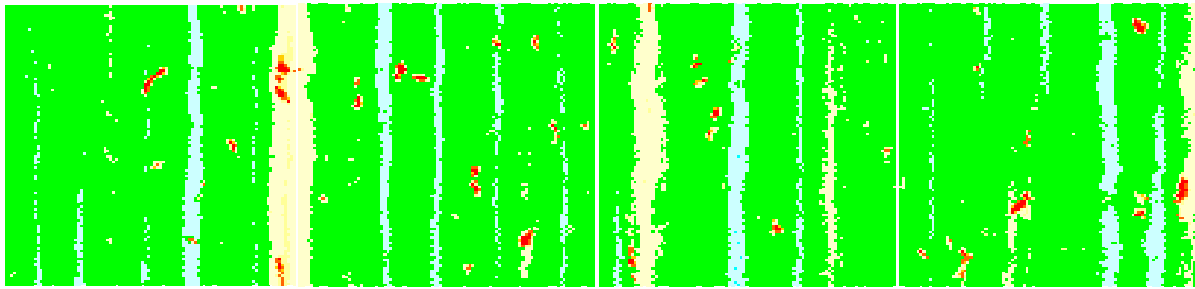


Figure 6. 26 : Exemple de cartographie réalisée à partir du relevé topographique – cas de l’alliage 7050, usiné avec une rugosité initiale  $Ra=0,8\mu m$ , décapé suivant le procédé AIRBUS.

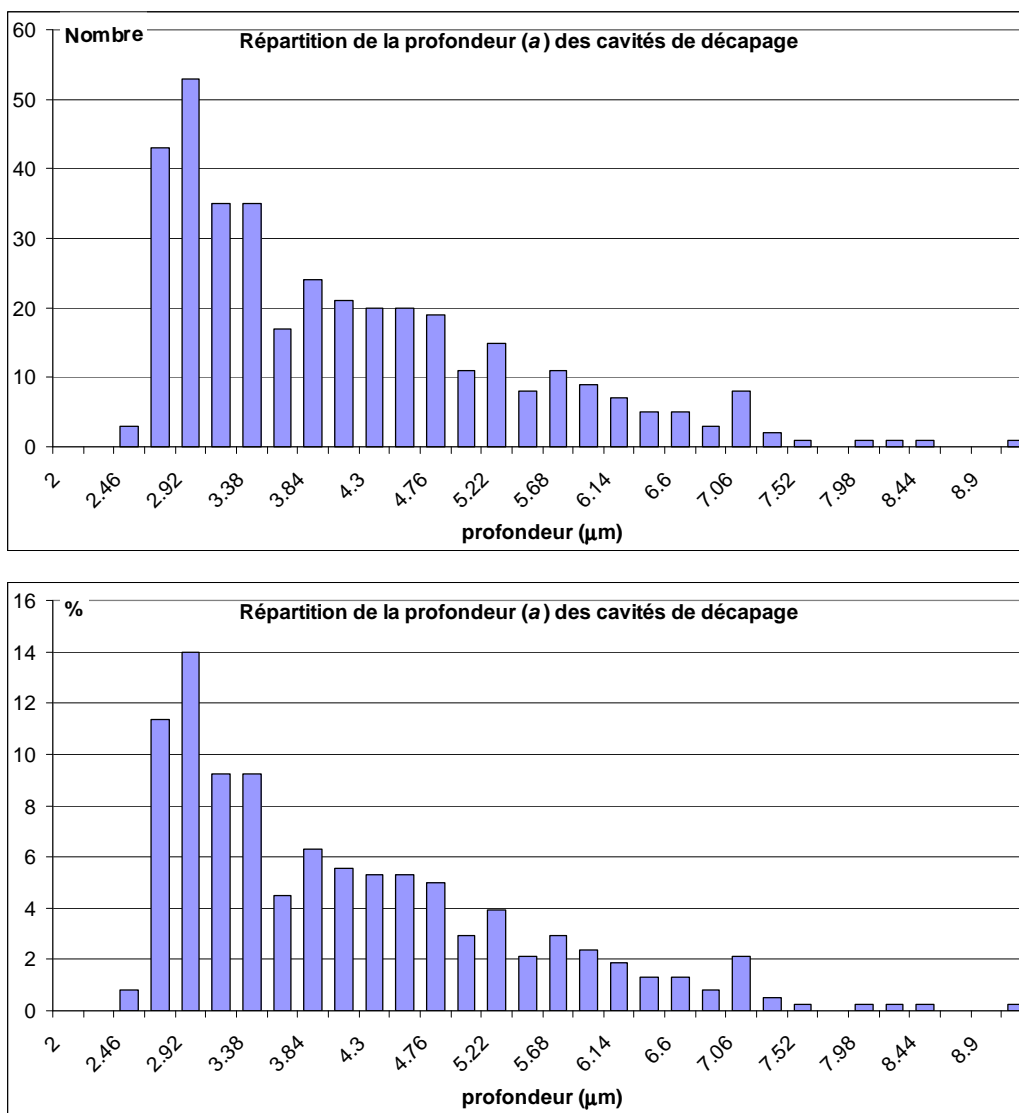
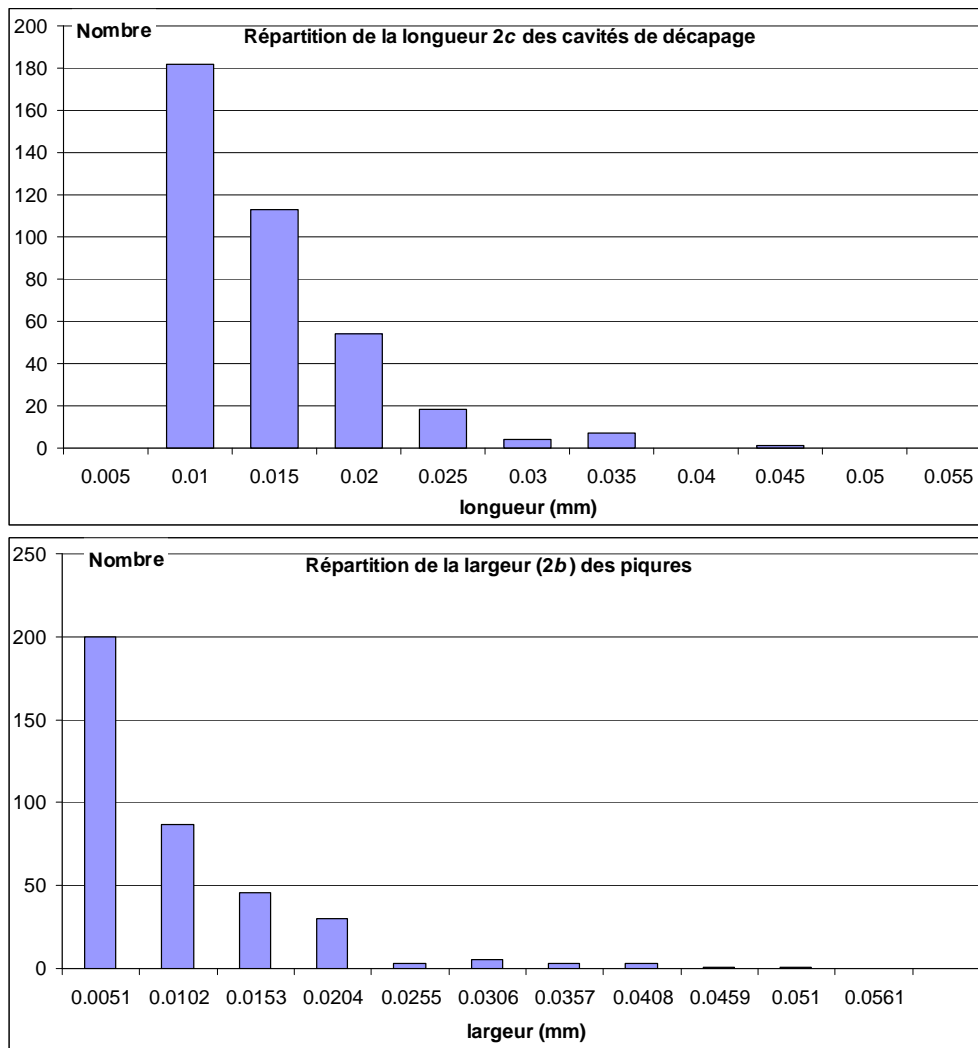


Figure 6. 27 : Graphes de répartition des profondeurs des cavités de décapage pour l’alliage 7050-T7451, éprouvette usinée avec une rugosité initiale  $Ra=0,8\mu m$ , décapée suivant le procédé AIRBUS

Comme nous pouvons le voir sur ces graphes, le nombre de cavités sur une surface de 1 mm<sup>2</sup> est important (nous en avons décelé, selon le critère présenté en annexe A2, 379) mais la plupart sont de très faible profondeur (de l'ordre de 3 microns). Cependant, quelques très rares cavités atteignent la dizaine de microns. Elles sont de tailles inférieures à la taille moyenne du grain recristallisé (50 microns) et correspondent à la taille moyenne des particules qui ont été identifiées comme source de l'amorçage des fissures. Des graphes similaires pour la longueur et la largeur de ces cavités sont également établis (figure 6. 28).



**Figure 6. 28 : Graphes de répartition des longueurs (2c) et des largeurs (2b) des cavités de décapage pour l'alliage 7050, éprouvette usinée avec une rugosité initiale Ra=0,8µm, décapée suivant le procédé AIRBUS**



Pour sa part, le graphe représentant l'étendue relative des profondeurs des cavités et des longueurs donne une information sur la taille globale des cavités (figure 6. 29). Ainsi, nous pouvons constater que, dans le cas de l'alliage 7050-T7451 usiné avec une rugosité initiale  $R_a$  0,8 puis décapé selon le protocole AIRBUS, la plupart des cavités sont de petite taille mais, comme nous pouvions nous en douter, les plus profondes sont aussi les plus longues.

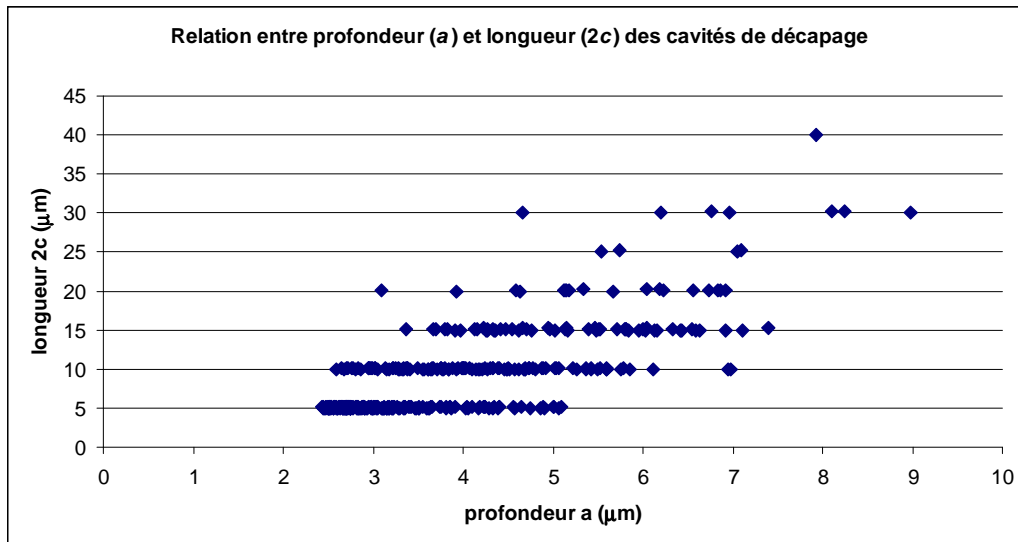


Figure 6. 29 : Graphe de relation longueurs (2c) - profondeurs (a) des cavités de décapage pour l'alliage 7050-T7451, éprouvette usinée avec une rugosité initiale  $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapée suivant le procédé AIRBUS.

Un autre graphe nous renseigne de façon intéressante : c'est celui de la répartition du ratio de forme  $\frac{a}{c}$  (figure 6. 30), paramètre que l'on retrouve dans de nombreux modèles de propagation de fissures semi-elliptiques, et notamment dans le facteur de correction géométrique  $F$ . Dans le cas de l'alliage 7050 décapé AIRBUS, la valeur moyenne de ce ratio est d'environ 1. Mais, comme le montre le graphe qui représente l'évolution de ce ratio en fonction de la profondeur (figure 6. 31), les cavités les plus profondes présentent des ratios plus conformes à la valeur retenue dans le modèle de Suraratchai : 0,5

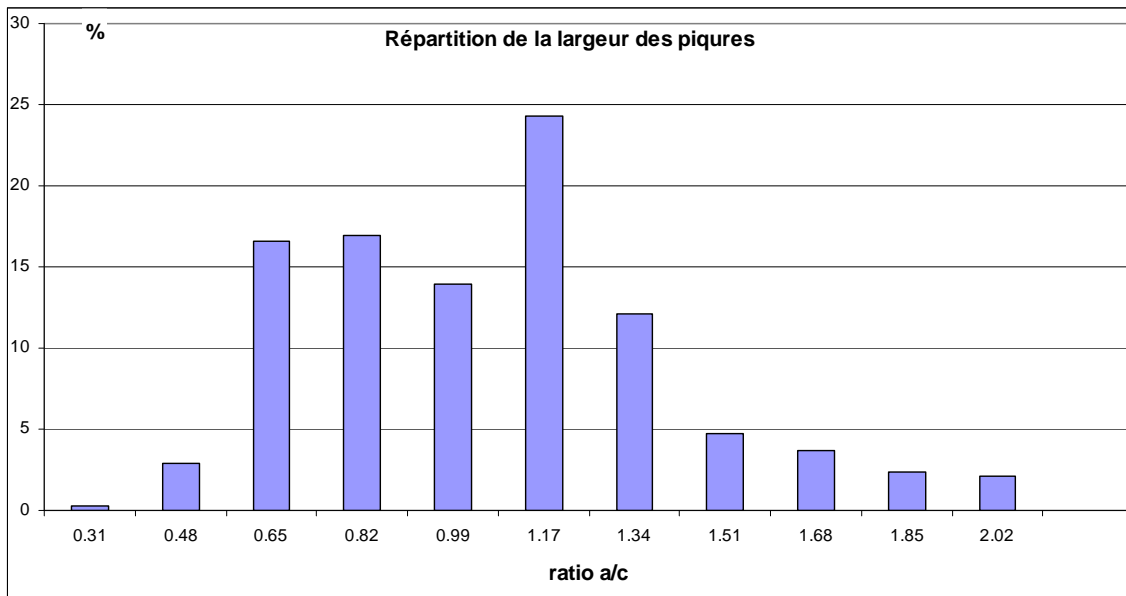


Figure 6. 30 : Graphe de répartition du ratio a/c des cavités de décapage pour l'alliage 7050, éprouvette usinée avec une rugosité initiale  $Ra=0,8\mu m$ , décapée suivant le procédé AIRBUS

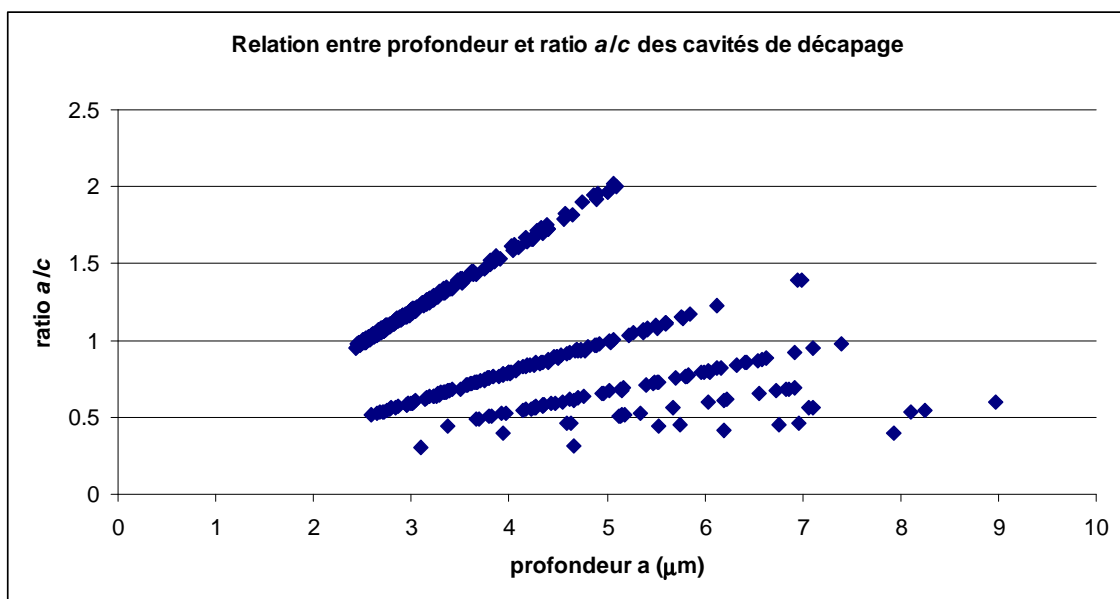


Figure 6. 31 : Graphe de relation entre le ratio a/c et la profondeur (a) des cavités de décapage pour l'alliage 7050, éprouvette usinée avec une rugosité initiale  $Ra=0,8\mu m$ , décapée suivant le procédé AIRBUS

Cette caractérisation réalisée, nous pouvons passer à la seconde étape

### 6.5.1.2) Détermination du coefficient de concentration de contrainte $K_t$

Pour déterminer le coefficient de concentration de contrainte local, nous utilisons également un modèle élément finis construit à partir de la surface réelle, comme l'on fait Suraratchai ou As, mais cette fois-ci, c'est un modèle 3D qui est élaboré. Et c'est la surface topographiée qui sert de base au modèle : nous nous servons du « maillage » de la surface, définie par les résolutions retenues suivant la direction de mesure ( $x$ ) et la direction de balayage ( $y$ ). Nous rappelons que nous avons choisi des résolutions de 5 microns dans chacune de ces directions, afin de limiter la taille des fichiers et notamment la taille du modèle éléments finis qui allait être développé par la suite. A partir d'une surface topographiée de 2mm x 2mm, nous créons des volumes de 0,5mm x 0,5 mm x 0,05 mm, toujours par souci de réduction des tailles des modèles et de rapidité de calculs. Les nœuds de surface du maillage de ces volumes élémentaires coïncident avec les points  $M_{ij}$  de la surface topographiée. Ces nœuds permettent de construire des colonnes de nœuds qui serviront à construire les éléments, à 8 nœuds, du modèle. Les éléments de surface sont donc de taille  $5 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$ . Il se pose donc le même problème que celui qu'ont eu à résoudre Suraratchai, As et Limido entre autres. Rappelons que Suraratchai et As ont choisi des tailles arbitraires, respectivement de  $30 \mu\text{m}$  et  $0,1 \mu\text{m}$ . Dans le modèle de Limido [4], la taille de la maille est définie itérativement à l'aide d'un critère énergétique. Pour notre part, la surface brute n'est pas filtrée. Seuls les points distants de  $5 \mu\text{m}$  sont prélevés lors de la mesure. Il va de soi que certaines informations de rugosité peuvent ainsi nous échapper mais ce n'est pas grave en soi. En effet, nous nous intéressons en premier lieu aux cavités de décapage dont la profondeur excède la profondeur de rugosité. Le choix de la taille des éléments de surface est donc le résultat d'un compromis entre taille de fichier et finesse de maillage aux droits des cavités. Remarquons tout de même qu'étant donnée la taille moyenne des grains recristallisés au sein desquels se forment la plupart des cavités, 25-30  $\mu\text{m}$ , une taille de  $125 \mu\text{m}^3$  nous semble raisonnablement faible pour déterminer une valeur acceptable du coefficient de concentration de contrainte : un seul grain recristallisé est constitué de 125 éléments.

Nous avons développé un programme permettant de construire automatiquement ces modèles sous Microsoft Excel VBA © à partir de l'analyse préliminaire de la surface (étape succinctement présentée plus-avant). Il génère un fichier texte de commande pour le code éléments-finis ABAQUS ©. Les [figure 6. 32](#) et [6. 33](#) illustrent l'un de ces modèles.

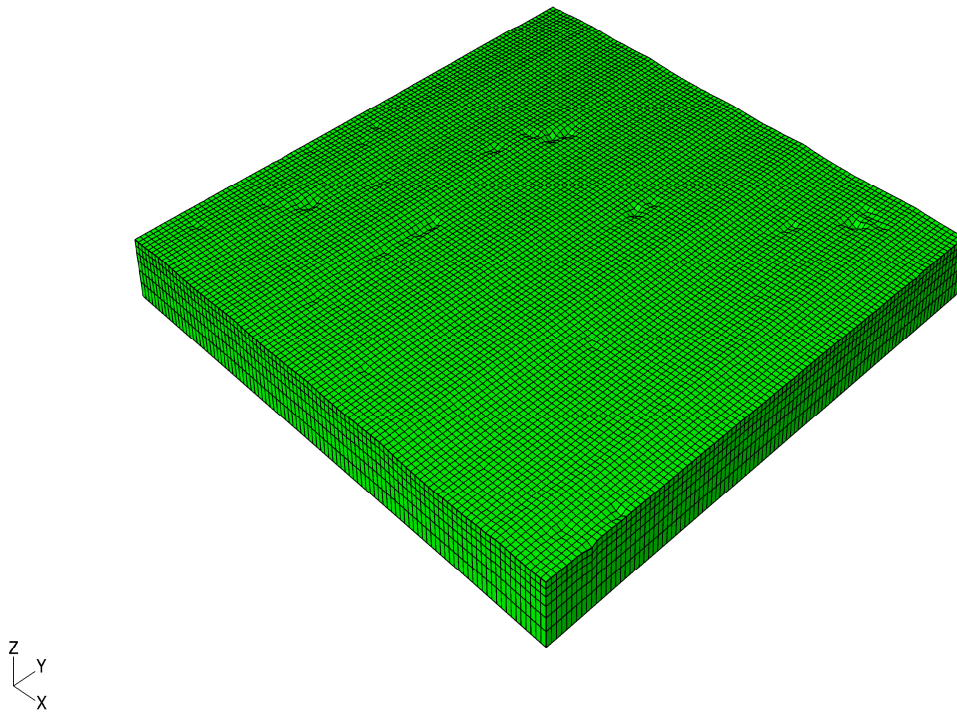


Figure 6. 32 : Modèle éléments-finis d'un volume élémentaire à partir de la topographie d'une surface décapée – cas de l'alliage 7050, rugosité initiale  $Ra=0,8\mu m$ , décapé suivant le procédé AIRBUS

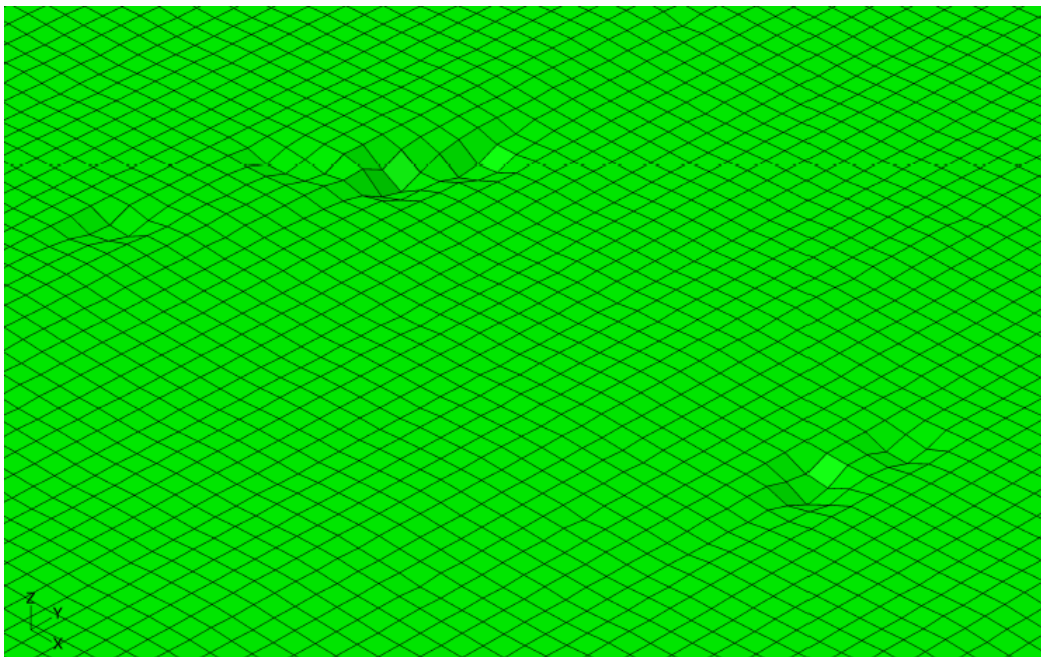


Figure 6. 33 : Détail du modèle éléments finis d'un volume élémentaire à partir de la topographie d'une surface décapée – cas de l'alliage 7050, rugosité initiale  $Ra=0,8\mu m$ , décapé suivant le procédé AIRBUS

Les conditions limites sont les suivantes : seules les surfaces latérales, perpendiculaires à la direction de sollicitation de l'éprouvette (axe  $x$ ), sont contraintes en déplacement. La valeur du déplacement imposé correspond à une sollicitation uniaxiale de traction dans cette direction. Sur l'épaisseur du volume, nous avons négligé la variation de déplacement de flexion.

Les calculs sont réalisés en élasticité linéaire et matériau est supposé homogène et isotrope.

Le traitement d'une surface complète de 2 mm x 2 mm représente 16 simulations. Ces simulations permettent de déterminer au droit de chacune des cavités, le coefficient de concentration de contrainte  $Kt_i$  :

$$Kt_i = \frac{\sigma_{\max,i}}{\sigma_{nom}} \quad \text{Equation 6.9}$$

où  $\sigma_{\max,i}$  représente la contrainte axiale en fond de cavité, moyennée sur la profondeur d'un grain de taille moyenne 25 microns, et  $\sigma_{nom}$  la contrainte nominale de traction.

Les figure 6. 34, 6. 35 et 6.36 illustrent les résultats de ces simulations pour le cas correspondant aux figures 6. 32, 6. 33.

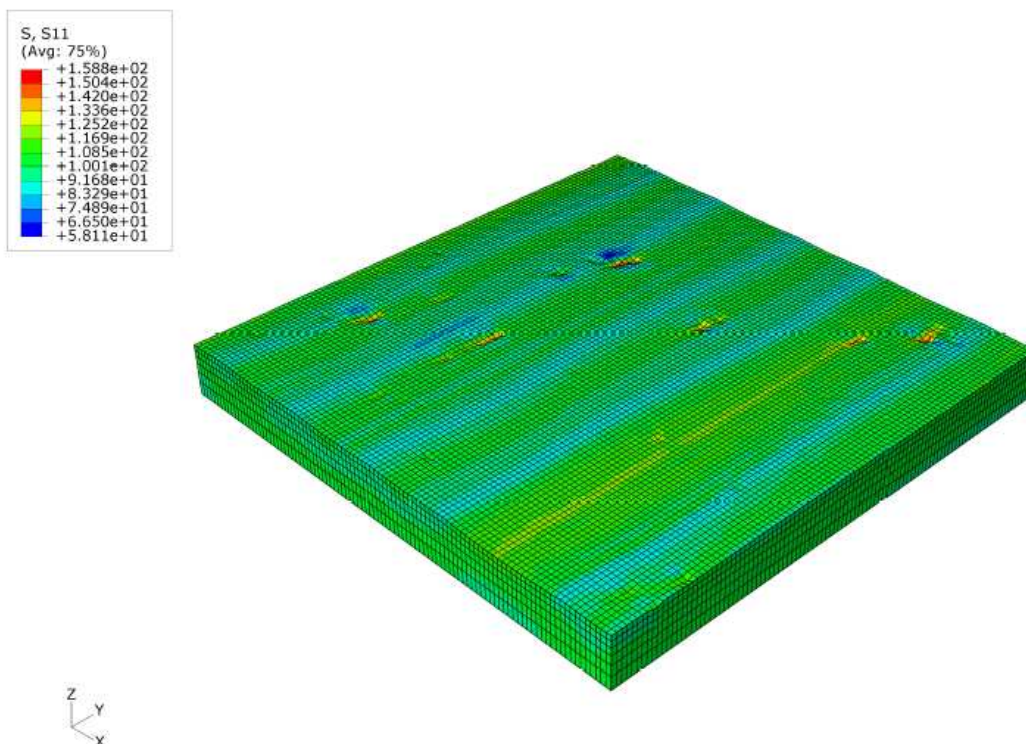


Figure 6. 34: Résultats d'une simulation – cas de l'alliage 7050, rugosité initiale  $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapé suivant le procédé AIRBUS

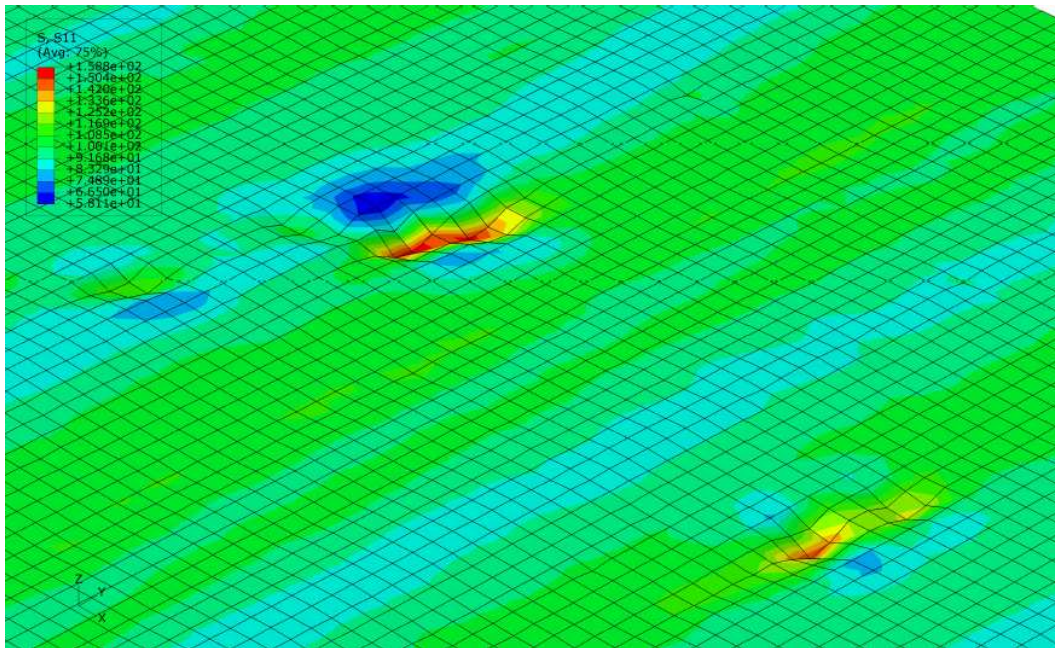


Figure 6. 35: Résultats d'une simulation –détail – cas de l'alliage 7050, rugosité initiale  $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapé suivant le procédé AIRBUS

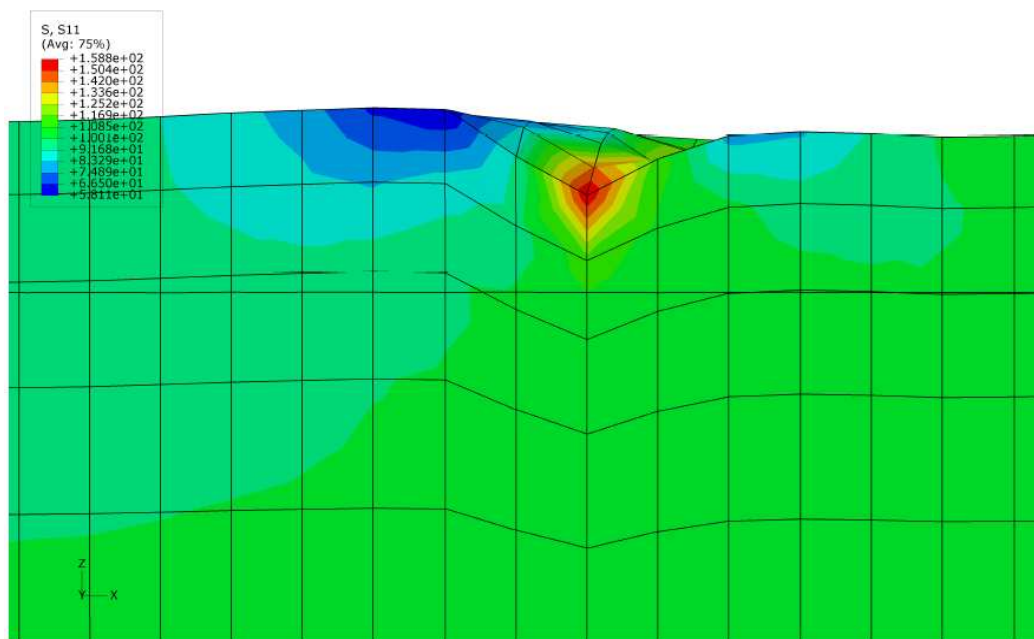


Figure 6. 36 : Résultats d'une simulation - détail d'une cavité – plan xz – cas de l'alliage 7050 rugosité initiale  $R_a=0,8\mu\text{m}$ , décapé suivant le procédé AIRBUS

A l'issue de cette étape de simulations, toutes les piqûres précédemment caractérisées par leur dimensions  $(a_i, 2c_i, 2b_i)$  sont à présent caractérisées par leur coefficient de concentration de contrainte  $Kt_i$  :

## **6.5.2) Calculs en propagation**

Les cavités créées par l'opération de décapage dans le cas de l'alliage 7050 et durant la phase d'anodisation proprement dite dans le cas de l'alliage 2214 constituent les sites d'amorçage privilégiés des fissures de fatigue. En supposant que l'amorçage soit instantané, il n'en reste pas moins, qu'étant donnée la taille de ces cavités (pour les plus grandes, une dizaine de microns de profondeur, une cinquantaine de microns en longueur), ces fissures sont assimilables à des fissures courtes. Elles ne deviendront des fissures longues qu'au terme de l'application d'un certain nombre de cycles qui dépendra de la taille initiale des défauts d'où elles émanent ; peut-être même que certaines ne se propageront pas. Dès lors, il semble inapproprié d'utiliser des modèles comme celui de Suraratchai, basé sur la propagation de fissures longues. Il va nous falloir approfondir cet aspect pour tenter de modéliser la propagation de ces fissures courtes. Nous allons donc commencer ce paragraphe par une revue bibliographique, qui comme dans la première partie ne couvrira volontairement que les résultats qui concernent les alliages d'aluminium, dans la mesure du possible. Il va de soi que ce ne sont pas les seuls concernés par ces études, mais nous devons savoir nous limiter.

### **6.5.2.1) Propagation des fissures courtes**

Ce domaine d'étude est relativement récent comparativement à celui de la mécanique des fissures longues, et très jeune comparativement à celui de la fatigue des matériaux métalliques. Et pourtant, cette phase constitue, du moins dans le domaine de l'endurance à très grand nombre de cycles, l'essentiel de la durée de vie, jusqu'à 90% selon Suresh [15]. Cette proportion diminue au fur et à mesure que le niveau de contrainte augmente, pour devenir presque négligeable pour les très forts niveaux de contrainte.

De nombreuses études dans ce domaine de la propagation des fissures courtes ont été réalisées, notamment concernant les alliages d'aluminium et en particulier les alliages des séries 2000 et 7000. Nous en avons fait une revue bibliographique qui a fait l'objet d'un rapport interne [16] qui n'apparaîtra pas dans ce mémoire pour ne pas en augmenter la longueur inutilement. Mais nous pouvons citer entre autres les études de Shijve et Jacobs [17] (1964), de Grosskreutz et Shaw [18] (1969), de Pearson [19] (1975) ou encore celles de Lankford [20] (1985).

Ce dernier a repris un certain nombre de résultats expérimentaux antérieurs et les a analysés pour tenter de mettre en évidence l'influence de la microstructure sur la propagation des fissures, et notamment la taille moyenne des grains, et le rôle de l'étendue de la zone plastique en fond de fissure par rapport à la longueur de la fissure courte. Dans cette revue, il reprend les résultats obtenus pour de nombreux matériaux (aciers, alliage de titane, de nickel) et naturellement ceux que Pearson a obtenu ainsi que ceux que lui-même avait obtenu pour l'alliage 7075-T651 [21]. Ces résultats sont illustrés par la [figure 6. 37](#). Comme Pearson, il a constaté que toutes les fissures courtes se propageaient bien plus rapidement que ce qui pouvait être déduit de la loi de propagation des fissures longues, sauf dans le cas des aciers à l'état trempé-revenu où la microstructure particulière ne permet plus de décrire correctement le phénomène. Il a pu constater en outre que pour certaines fissures, la vitesse, très élevée au démarrage, décroissait rapidement entraînant éventuellement l'arrêt de la propagation (fissure de type A). Pour d'autres fissures courtes, la vitesse de propagation décroissait également, passait par un minimum puis ré augmentaient pour rejoindre le régime de propagation des fissures longues (fissures B à D) ; il a pu mettre en évidence que le minimum semblait correspondre à une taille de fissure égale à la taille du grain. Enfin, il a identifié un troisième type de fissure pour lesquelles la vitesse de propagation, élevée, continuait à augmenter modérément avant de rejoindre le régime de propagation des fissures longues (fissure de type E).

Lankford attribue la présence de ces différents types de propagation à la microstructure et au rôle de barrière des joints de grains dans le cas des alliages à microstructure granulaire. Cela semble être le cas pour l'alliage 7075-T651 étudié par Lankford, pour lequel la vitesse de propagation marque un arrêt lorsque la fissure atteint le joint de grain, avant de reprendre sa progression, comme le montre la [figure 6. 38](#). Ces arrêts dans la progression de la vitesse de propagation corrélerent bien les minimas, sources de retard à la propagation, qu'il a pu observer pour les fissures du deuxième type (B-D sur le graphe de la [figure 6. 37](#)). Le retard enregistré au passage du joint de grain peut s'expliquer en partie par la désorientation cristallographique entre les grains situés de part et d'autre de ce joint de grain. Conséquemment, le mode de propagation peut en être affecté. Comme le laisse penser le graphe de la [figure 6. 38](#), le premier joint de grain rencontré par la microfissure n'est pas le seul à participer au retard à la propagation. Dans le cas de l'alliage 7075, en moyenne, ce sont trois joints de grains qui y participent.



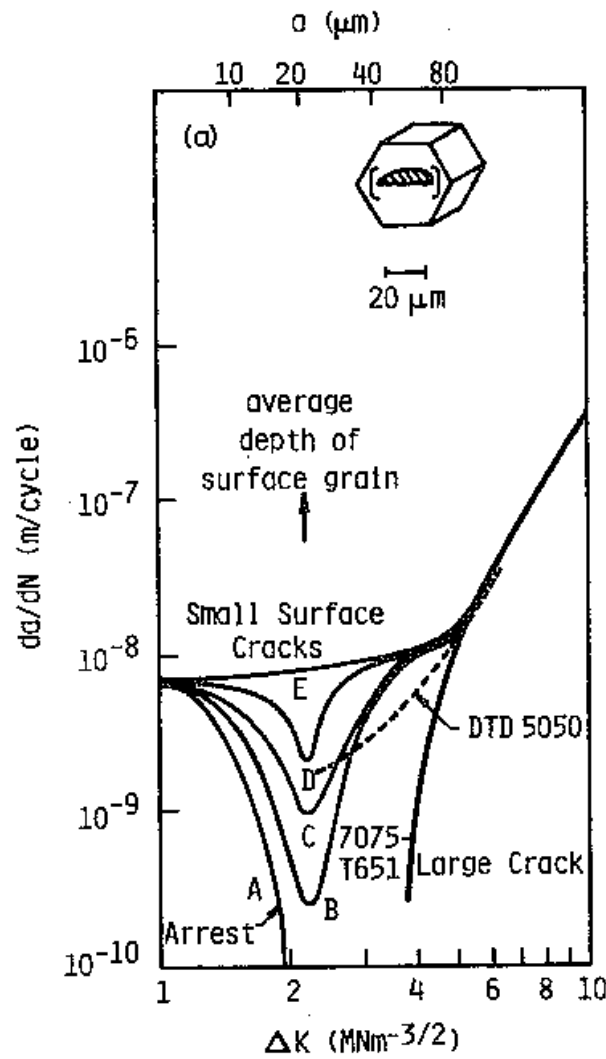


Figure 6. 37 : Courbes de propagation obtenues par Lankford pour l'alliage 7075-T651 [20]

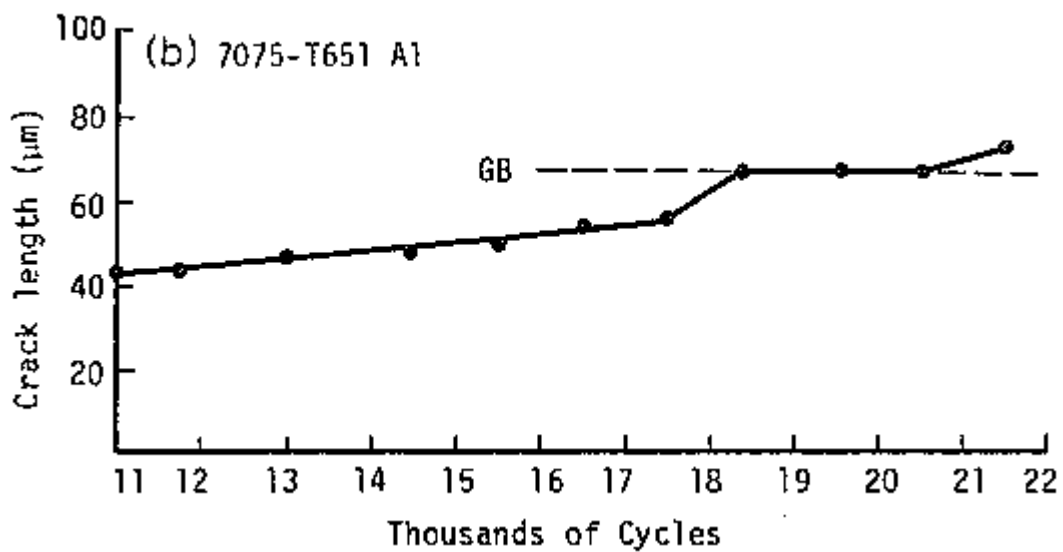


Figure 6. 38 : Rôle de barrière à la propagation des joints de grains dans le cas de l'alliage 7075-T651 [20]

Les conclusions de Lankford conduisent à s'interroger sur les conditions de propagation de ces fissures courtes. Y-a-t'il un seuil de propagation pour ces microfissures ? Intuitivement, nous pensons que oui. Et si oui, quelle est la force qui pilote la propagation de ces microfissures ?

Pour cet aspect, un certain nombre de propositions ont été faites. En particulier El-Haddad et al [8] (1979) ont proposé un premier modèle pour définir le seuil de non-propagation des fissures courtes. Ce modèle est initialement construit sur une approche en déformation de la propagation des fissures longues et des fissures courtes émanant d'entailles plus ou moins sévères. Ils ont proposé le modèle de facteur d'intensité de contrainte suivant :

$$\Delta K = F \cdot E \cdot \Delta \varepsilon \cdot \sqrt{\pi \cdot (a_0 + a)} \quad \text{Equation 6. 10}$$

où  $E$  représente le module d'élasticité du matériau,  $\Delta \varepsilon$  la variation de déformation,  $a_0$  une longueur caractéristique du matériau et  $a$  la longueur de la fissure en fond d'entaille.

Dans le cas où les déformations restent élastiques, l'expression 6.10 est équivalente à :

$$\Delta K = F \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot (a_0 + a)} \quad \text{Equation 6. 11}$$

Dans ce modèle, la longueur caractéristique  $a_0$  correspond à la longueur maximale des fissures ne propageant pas lorsque la variation la contrainte  $\Delta \sigma$  correspond à la limite d'endurance du matériau  $\sigma_D$  ; elle vaut :

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \cdot \left( \frac{\Delta K_{th}}{F \cdot \Delta \sigma_D} \right)^2 \quad \text{Equation 6. 12}$$

où  $\Delta K_{th}$  représente le seuil de non propagation des fissures longues.

Pour une fissure de longueur  $a$ , El Haddad et al ont proposé de définir la contrainte seuil de propagation de la façon suivante :

$$\Delta \sigma_{th,a} = \frac{1}{F} \cdot \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi \cdot (a_0 + a)}} \quad \text{Equation 6. 13}$$

et le seuil de non-propagation a alors pour expression :

$$\Delta K_{th,a} = \Delta K_{th} \cdot \sqrt{\frac{a}{a_0 + a}} \quad \text{Equation 6. 14}$$

Depuis ce premier modèle, bien d'autres ont été développés : nous pouvons citer, là encore sans les détailler [16], les modèles proposés par Tanaka et al [22] (1988), Patton et al [10] (1995), Desforges [23] (1996), Newman et al [24] (1999), Chapetti [25] (2003), et plus récemment Santus et Taylor [26] (2009). La revue de ces travaux montre combien il est difficile de caractériser le régime de propagation des fissures courtes et encore plus de la modéliser tant les phénomènes microstructuraux qui interviennent sont complexes.

### 6.5.2.2) Modèles développés pour le calcul de propagation des fissures émanant des cavités de décapage

L'idéal eut été de procéder nous-mêmes à des essais de caractérisation, à partir d'une surface sur laquelle nous aurions créé une cavité de taille donnée. Ce sera pour de prochains travaux, sans aucun doute. En attendant, nous avons tenté d'introduire dans le modèle de propagation global ce régime de propagation des fissures courtes avec principalement deux difficultés : les conditions de propagation et la loi de propagation.

Pour les conditions de propagation des fissures courtes, nous avons retenu le modèle de El Haddad. Appliqué à notre problème, cette condition peut se traduire de la façon suivante : en supposant l'amorçage immédiat d'une fissure à partir d'une cavité, celle-ci ne pourra se propager qu'à condition que le facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure soit supérieur au seuil de propagation  $\Delta K_{th,a_0}$  de la fissure courte de taille égale à la taille  $a_0$  de la cavité :

$$\Delta K \geq \Delta K_{th,a_0} \quad \text{Equation 6. 15}$$

Nous attirons l'attention du lecteur sur le risque de confusion entre la taille du défaut considéré ici (profondeur  $a_0$ ) et la longueur caractéristique utilisée par El Haddad (et que nous avons au préalable notée  $a_{th,o}$  et utilisée pour définir la longueur de filtrage des profils de rugosité dans la méthode de Suraratchai).

Etant données la forme des cavités, nous les considérons comme des défauts de forme semi-ellipsoïdale, de profondeur  $a$ , de longueur en surface  $2c$  et de largeur  $2b$  (figure 6. 39). Les termes "longueur" et "largeur" sont associées à la direction de sollicitation : dans la suite, nous appellerons longueur (en surface)  $2c$  la dimension suivant la direction perpendiculaire à la direction de sollicitation. Par ailleurs, l'orientation de l'ellipse par rapport à la direction de sollicitation ( $x$ ) n'est pas prise en compte dans ce modèle.

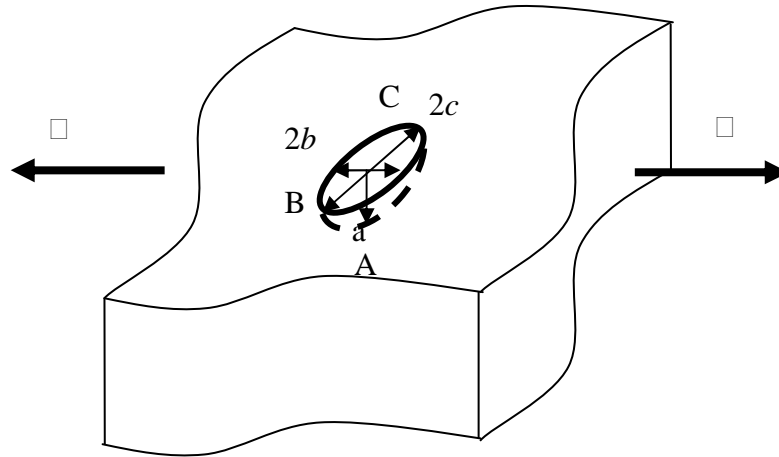


Figure 6. 39 : Schéma d'une cavité semi-ellipsoïdale – points et dimensions caractéristiques.

Suivant la profondeur, nous considérons que la contrainte en pointe de fissure (point A – figure 6. 39) est affectée par la concentration de contrainte au droit de la cavité  $K_{t,A}$  :

$$\Delta\sigma_{loc} = K_{t,A} \cdot \Delta\sigma_{nom} \quad \text{Equation 6. 16}$$

et le facteur d'intensité de contrainte vaut alors :

$$\Delta K_A = F_A \cdot K_{t,A} \cdot \Delta\sigma_{nom} \quad \text{Equation 6. 17}$$

Dans ces expressions  $F_A$  représente le facteur de correction géométrique au point A, situé au fond de la cavité,  $K_{t,A}$  le coefficient de concentration de contrainte en fond de cavité, déterminé à l'aide du modèle éléments-finis du volume dans lequel est situé la cavité concernée, et  $\Delta\sigma_{nom}$  la variation de contrainte nominale appliquée sur l'éprouvette.

Si la fissure courte respecte la condition de propagation (relation équation 6. 15), elle se propagera tant en profondeur, qu'en surface (points B et C situés suivant la longueur). Si en profondeur, la contrainte est affectée par la concentration de contrainte en fond de cavité, il en est de même pour la surface au niveau de laquelle se fait sentir l'influence de la rugosité d'usinage, influence qui sera traduite par le coefficient de concentration de contrainte noté  $K_{t,C}$ . Le facteur d'intensité de contrainte aux points B et C a alors pour expression :

$$\Delta K_C = F_C \cdot K_{t,C} \cdot \Delta\sigma_{nom} \quad \text{Equation 6. 18}$$

où  $F_C$  représente le facteur de correction géométrique au point C (ou identiquement B).

Faisons une remarque importante : si l'on peut considérer tout naturellement que l'influence de la rugosité se fait sentir tout au long de la phase de propagation, il n'en est pas de même suivant la profondeur. Dans cette direction, la présence de la cavité ne se fait sentir que sur une certaine profondeur, qu'il nous faudra définir.

La propagation débute en régime de fissure courte : quelle loi de propagation choisir lorsque nous ne possédons pas de données expérimentales ?

Nous avons utilisé un modèle très simple construit sur la loi de propagation des fissures longues dont les paramètres sont disponibles dans la littérature pour un grand nombre d'alliages. Pour l'alliage 7050, nous avons repris celles fournies par Pryzstupa et al [14], et pour l'alliage, nous avons utilisé les données fournies par notre partenaire industriel MESSIER-BUGATTI. Le principe en est le suivant :

- pour une fissure de taille initiale  $a_{0i}$  correspondant à une cavité  $i$ , nous définissons à l'aide du modèle de El Haddad le seuil de propagation  $\Delta K_{th,a_{0i}}$  :

$$\Delta K_{th,a_{0i}} = \Delta K_{th} \cdot \sqrt{\frac{a_{0i}}{a_0 + a_{0i}}} \quad \text{Equation 6. 19}$$

- nous déterminons, à l'aide de la loi de Paris pour la propagation des fissures longues, la valeur de la vitesse de propagation correspondant à la valeur du seuil précédemment calculé :

$$\left. \frac{da}{dN} \right|_{fc,a_{0i}} = C_{fl} \cdot (\Delta K_{th,a_{0i}})^{m_{fl}} \quad \text{Equation 6. 20}$$

- tant que le facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure reste inférieure au seuil  $\Delta K_{th}$ , la vitesse de propagation est égale à  $\left. \frac{da}{dN} \right|_{fc,a_{0i}}$  ; par analogie à la loi de Paris, cela équivaut à :

$$\left. \frac{da}{dN} \right|_{fc} = C_{fc} \cdot \Delta K^{m_{fc}} \quad \text{Equation 6. 21}$$

avec 
$$C_{fc} = \left. \frac{da}{dN} \right|_{fc,a_{0i}} = C_{fl} \cdot (\Delta K_{th,a_{0i}})^{m_{fl}} \quad \text{Equation 6. 22}$$

et 
$$m_{fc} = 0 \quad \text{Equation 6. 23}$$

- à partir de l'instant où la longueur de la fissure devient égale à  $a_{th,0}$ , sa vitesse de propagation rejoint le régime de Paris des fissures longues :

$$\left. \frac{da}{dN} \right|_{fl} = C_{fl} \cdot \Delta K^{m_{fl}} \quad \text{Equation 6. 24}$$

La figure 6. 40 illustre ce modèle dans le cas où  $a_{0i}$  vaut 5 microns (alliage 7050).

Ce modèle est sûrement trop simple : en particulier la vitesse de propagation de la fissure courte ne dépend pas de la variation du facteur d'intensité de contrainte ; ni de la taille de la fissure initiale. Cependant le modèle respecte le constat expérimental selon lequel, pour un même niveau de variation du facteur d'intensité de contrainte, les fissures courtes se propagent plus rapidement que les fissures longues.

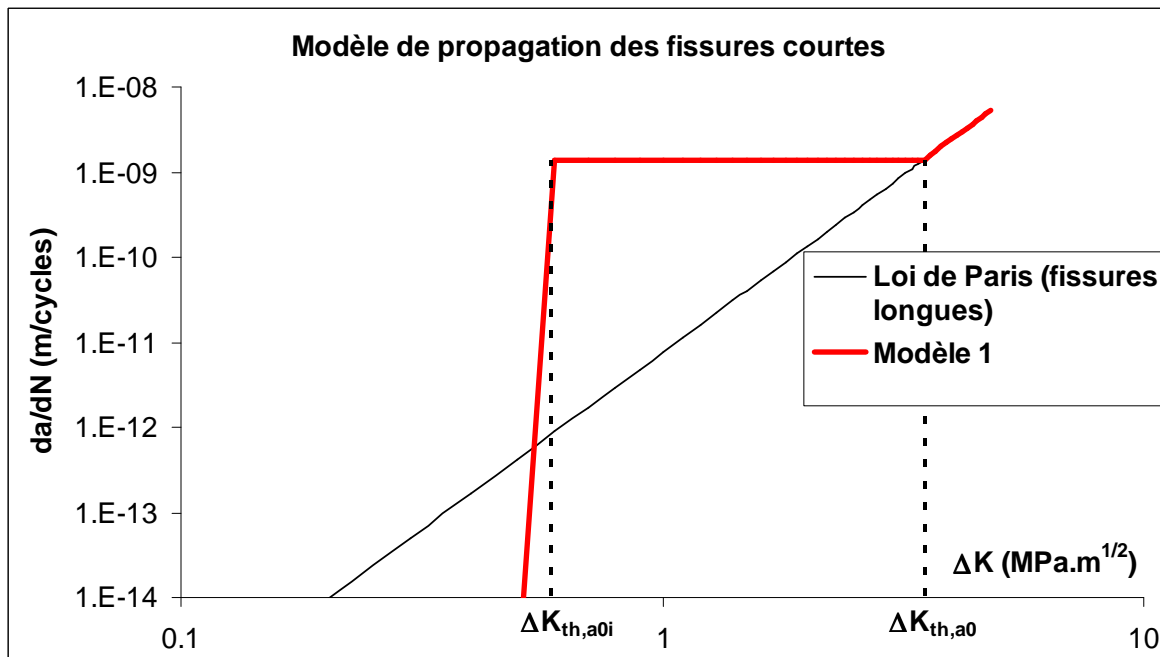


Figure 6. 40 : Modèle de propagation des fissures courtes – application au cas de l’alliage 7050

### 6.5.3) Multi fissuration, interactions entre fissures et coalescence des fissures

Si ce modèle nous permet de mieux préciser le deuxième point évoqué lors du constat sur l'exploitation des résultats des essais avec le modèle Suraratchai, ils ne prennent aucunement compte la simultanée de la propagation de plusieurs fissures et les interactions qu'elles peuvent mutuellement générer. Cette question est juste évoquée par Santus et Taylor [26].

Les observations des faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue dans le cadre de ce travail ont permis de constater les éléments suivants :

- pour les éprouvettes usinées, et pour les niveaux de contrainte faibles à faiblement élevés, une seule fissure propageante a conduit à la rupture, et un seul site d'amorçage a pu être décelé ;
- pour les éprouvettes usinées, mais pour des niveaux de contraintes plus élevés, 2 à 3 fissures principales ont participé conjointement à la rupture ;
- pour les éprouvettes décapées et anodisées, la multi fissuration est à l'origine des ruptures, et ce quel que soit le niveau de contrainte ; cependant, plus ce niveau était élevé, plus il y avait de fissures principales.

Il est donc évident que le modèle de prévision des durées de vie doit pouvoir prendre en compte, et pourquoi pas reproduire, cette multi fissuration. Et dès lors que l'on imagine de prendre en compte la propagation simultanée des fissures, on imagine également qu'il faille prendre en compte l'influence qu'a chacune de ces fissures sur l'évolution des fissures voisines. Cette influence va se traduire par des variations du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$  et principalement par celles du facteur géométrique  $F$  :

$$\Delta K = F\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad \text{Equation 6. 25}$$

Dans la littérature, nous avons pu trouver un certain nombre d'articles relatifs à la modélisation de ces influences. Citons entre autres les modèles de Isida et al [27] (1990) [28] (1991), de Murakami et Semat-Nasser [29] (1982) [30] (1983). Nous pouvons constater que ces différentes approches étaient difficiles à mettre en œuvre. Nous nous sommes contentés de ne considérer qu'un seul aspect de ces interactions : la coalescence. Pour cela, nous avons utilisé la démarche développée par Bourdet [31]. Cette démarche repose sur la condition de coalescence suivante : deux fissures sont considérées comme coalescentes si les zones

plastiques en pointe de ces fissures se touchent. Cette condition se traduit par une limite sur la distance entre les extrémités des deux fissures se faisant face.

Par exemple, dans le cas où la fissure  $i$  est entièrement située à gauche de la fissure  $j$ , comme le montre les figures 6.41 et 6.42) cette condition se traduit par la relation suivante :

$$d_{ij} \leq zp_i + zp_j \quad \text{Equation 6. 26}$$

avec

$$zp = \frac{1}{\pi} \cdot \left( \frac{K^{\max}}{Rp} \right)^2 \quad \text{Equation 6. 27}$$

et

$$d_{ij} = \sqrt{(x_i - x_j)^2 + ((y_j - c_j) - (y_i - c_i))^2} \quad \text{Equation 6. 28}$$

Lorsque la condition de coalescence est vérifiée, nous considérons les deux fissures comme une seule et même fissure de forme semi-elliptique de longueur :

$$2 c_{ij} = y_j - y_i + c_i + c_j \quad \text{Equation 6. 29}$$

centrée en

$$x_{ij} = \frac{x_i + x_j}{2} \quad y_{ij} = \frac{y_i + y_j}{2} \quad \text{Equation 6. 30}$$

et de profondeur :

$$a_{ij} = \sup(a_i, a_j) \quad \text{Equation 6. 31}$$

Naturellement, la forme de la fissure au moment de la coalescence est plus compliquée que la forme que nous en donnons (figure 6.43). Cela n'est pas sans conséquence ; notamment, nous n'avons pas pris en compte la déviation du plan de fissuration (figure 6.42)., ce qui va fausser les calculs du facteur géométrique pour la nouvelle fissure.



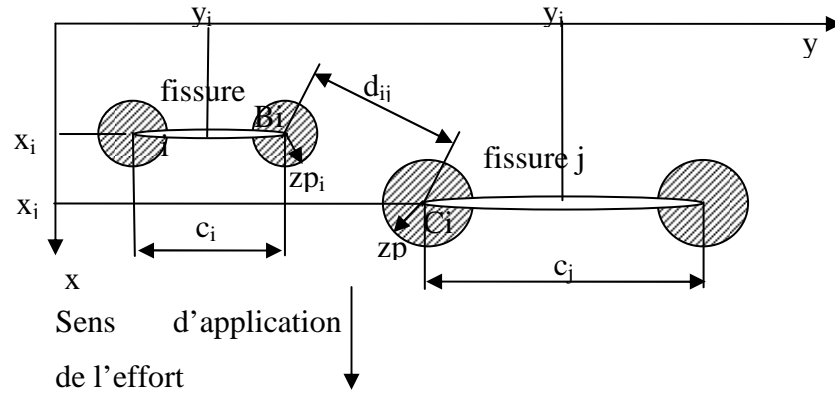


Figure 6. 41 : Schéma de positionnement des fissures pour la condition de coalescence

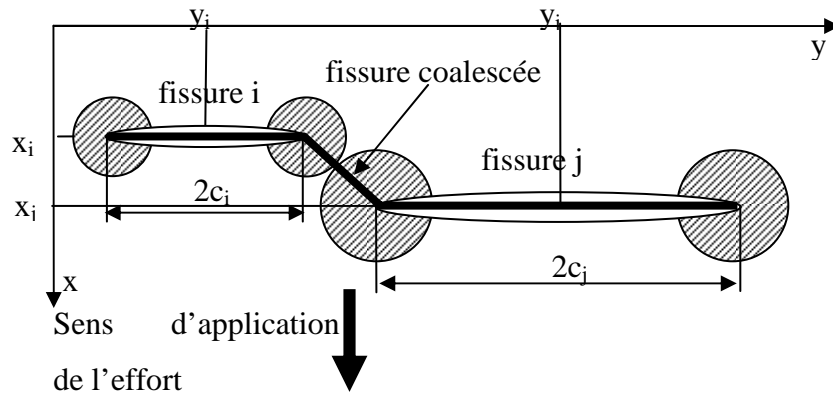


Figure 6. 42 : Schéma d'une fissure coalescée (vue de dessus)

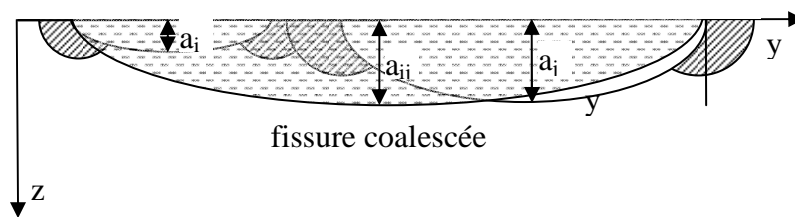


Figure 6. 43 : Schéma d'une fissure coalescée (vue en coupe suivant la brisure)

#### 6.5.4) Prise en compte de la présence de la couche d'oxyde

Des études mécaniques ont montré que la présence d'une couche superficielle sur un substrat modifiait le comportement des fissures amorcées en surface ; notamment, l'exposant de la singularité du champ de contrainte ne vaut plus 0,5. Cette influence est notamment différente selon que la taille de la fissure est inférieure, égale ou supérieure à l'épaisseur de la couche. En outre, la nature même du couple de matériau influe également. Ces influences se traduisent entre autres par des vitesses de propagation différentes, et des bifurcations de fissure possibles au niveau de l'interface [32].

Cependant, nous avons fait le choix de ne prendre en compte l'influence de la couche d'oxyde uniquement au travers de sa fragilité, caractéristique identifiée comme facteur d'influence majeur par nombre de chercheurs qui ont travaillé sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium anodisés [33][34][35][36]. Cette fragilité se traduit le plus souvent par une fissuration prématurée de la couche dès les premiers cycles de chargement. Cette fissuration est provoquée notamment par les différences de raideur entre substrat et couche, ce qui conduit à des différences notables de déformations qui génèrent de fortes contraintes dans la couche. La présence du moindre défaut au niveau de la couche ou de l'interface occasionne alors des facteurs d'intensité de contrainte pouvant atteindre très rapidement la valeur de la ténacité de la couche. Ces défauts à l'origine de cette fissuration prématurée peuvent être les cavités qui se sont formées durant la phase de décapage pour l'alliage 7050 ou durant la phase d'anodisation proprement dite, comme nous avons pu l'observer dans le cas de l'alliage 2214.

Dans ces conditions, la présence de la couche va se traduire concrètement par la modification dès le premier cycle de la profondeur de la microfissure :

$$\forall i \quad a_{0i} = a_{0i} + e \quad \text{Equation 6. 32}$$

Pour la largeur de la fissure, nous avons le choix entre ne pas la modifier, et la modifier arbitrairement en respectant le rapport de forme initial de la cavité.

Cette augmentation de la taille de la fissure va impacter la valeur du seuil de propagation des « nouvelles fissures ».

#### 6.5.5) Mise en œuvre du modèle

Nous avons implémenté ce modèle sous Excel – VBA ©. Le détail de la structure de ce programme est présenté dans l'annexe A2.

## **6.6) Résultats des simulations**

Comme nous l'avons fait remarquer, le modèle développé doit permettre de déterminer la durée de vie des pièces en alliage d'aluminium anodisées pour lesquelles la fissuration multiple débute aux droits des cavités formées lors des opérations d'anodisation.

### **6.6.1) Cas de l'alliage 2214 anodisé**

Dans le cas de l'alliage 2214, aucune cavité de décapage n'est décelable et celles qui sont la cause de la rupture par fatigue se sont formées durant la phase d'anodisation et ne sont pas forcément décelées lors du traitement des topographies. De plus, ces cavités ne constituent pas les sources principales d'amorçage : c'est le faïençage qui en est le principal responsable. Ce nouveau modèle s'avère donc incapable de prédire la durée de vie pour les pièces faites de cet alliage, et traitées suivant le protocole MESSSIER..

### **6.6.2) Cas de l'alliage 7050 décapé et anodisé**

Cet alliage se prête mieux à l'utilisation du modèle. Il réagit comme l'alliage 7010 avec lequel nous avons déjà appliqué les prémices de la méthode [37] [38]. Les cavités sont bien présentes à l'issue du décapage et sont exploitables.

Suivant la méthode, pour chaque éprouvette en alliage 7050 décapée, nous avons effectué des relevés topographiques à partir desquels nous avons construit les modèles éléments finis qui nous ont permis de déterminer les valeurs de la concentration de contrainte au droit de chacune de cavités de décapage décelées par balayage (méthode décrite dans l'annexe A2). Ces données ont ensuite été chargées dans le programme de calcul de propagation.

#### **6.6.2.1) Influence de la multi fissuration**

Nous avons avancé l'hypothèse que les écarts entre les résultats expérimentaux obtenus pour les éprouvettes décapées et les prévisions pouvaient être expliqués en partie par le fait que dans le modèle de Suraratchai, la fissuration multiple n'était pas prise en compte. Voyons ce qu'il en est à présent, en ne changeant aucun des autres éléments du modèle, à savoir, même taille de défaut initial ( $a_{oi} = 25 \mu\text{m}$ ,  $c_0 = 50 \mu\text{m}$ ), même loi de propagation.

La figure 6. 44 illustre les prévisions du nombre de cycles en propagation obtenues avec le modèle original de Suraratchai en ne considérant qu'une seule fissure ou plusieurs réparties sur la surface, et pour chaque éprouvette testée, une valeur de coefficient de concentration de contrainte égale à la moyenne des huit valeurs obtenues par simulations éléments finis (modèle initial de Suraratchai avec une longueur de filtre  $a_{0,th}$  de 110 mm) à partir des profils de rugosité relevés sur ces éprouvettes. Comme nous pouvions nous y attendre, les nombres de cycles en propagation en mode multi fissuration sont inférieurs à ceux obtenus en mode mono fissuration. Cette diminution est d'autant plus notable que le niveau de contrainte est élevé. Ceci peut s'expliquer par le nombre de fissures majeures qui se développent simultanément.

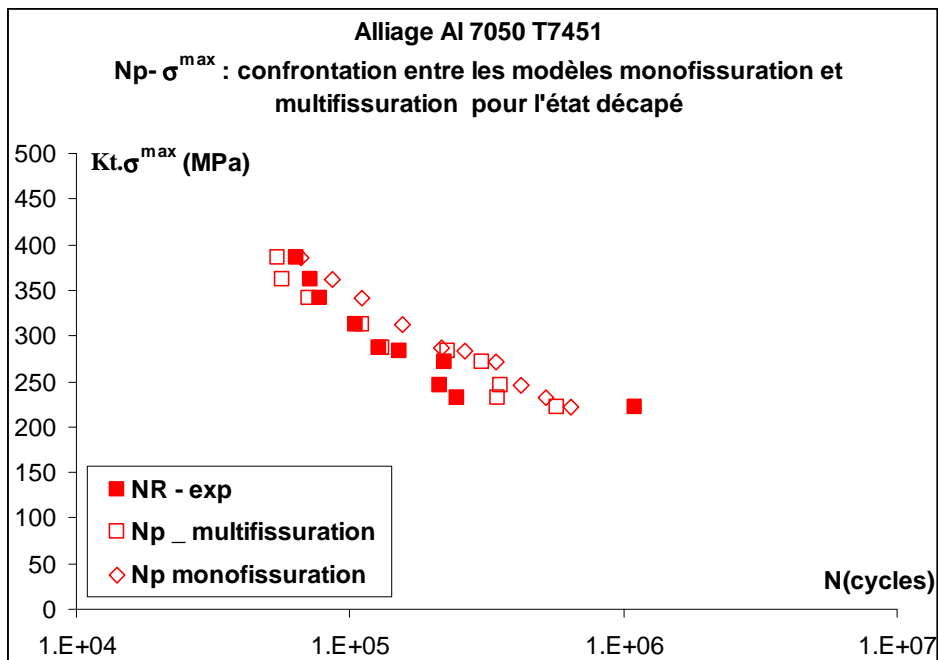
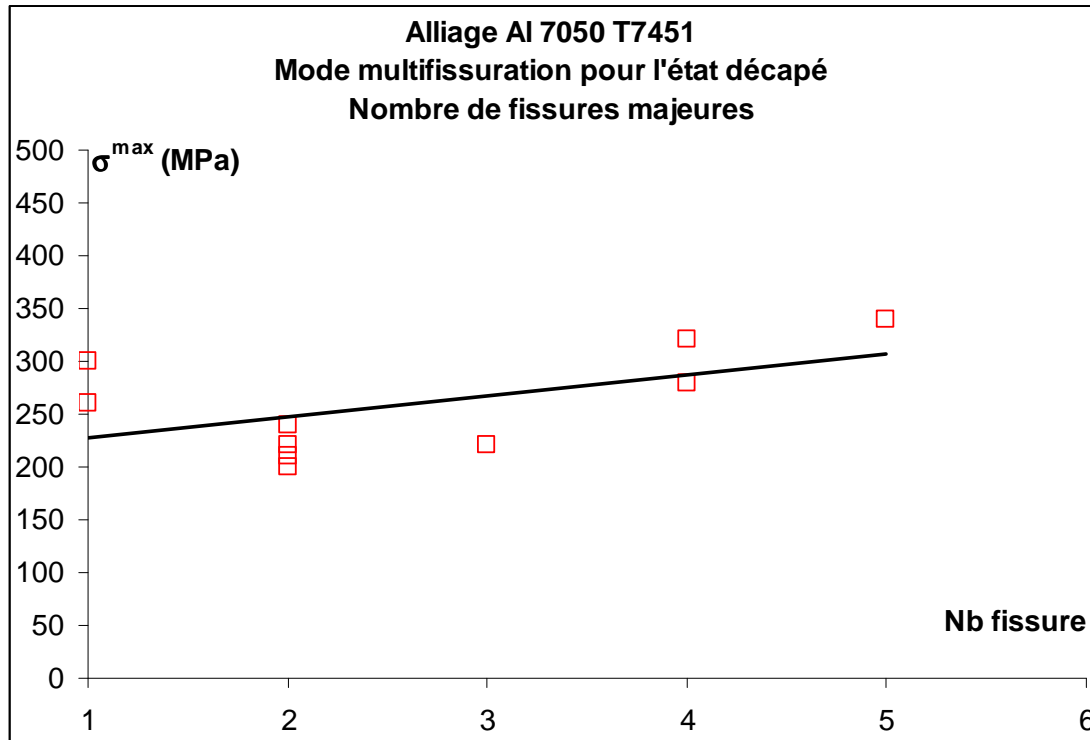


Figure 6. 44 : Prévisions du nombre de cycles en propagation pour l'état décapé obtenues avec le modèle de Suraratchai en mode mono fissuration et multi fissuration ( $a_0 = 50\mu\text{m}$ )

Pour avoir une idée de ce nombre de fissures pouvant conduire simultanément à la rupture, nous nous sommes donné la liberté dans le programme de poursuivre les calculs de propagation au-delà de la première rupture prévue et ce afin de déterminer le nombre de fissures qui potentiellement pouvait conduire à la rupture (annexe A2). En se fixant une marge raisonnable (10%), et au vu des hypothèses mises en jeu, nous pouvons considérer ce nombre de fissures potentielles (ou majeures) comme un bon indicateur. La figure 6. 45 illustre cette démarche dans le cas de l'alliage 7050 décapé.

Comme nous pouvons le constater, le nombre de fissures critiques augmente avec la contrainte appliquée, ce qui va dans le sens de ce que nous avons pu observer expérimentalement. Et pour les faibles niveaux de contrainte, le nombre de fissures n'augmente pas, comparativement au mode mono fissuration, et il n'y a donc naturellement aucun effet sur le nombre de cycles en propagation.



**Figure 6. 45 : Evolution du nombre de fissures critiques pour l'alliage 7050 décapé, pour une marge de 10% sur la durée de vie totale**

Cependant, cette diminution du nombre de cycles en propagation pour les deux modes de fissuration ne suffit pas à recalculer complètement les résultats expérimentaux. En effet, lorsqu'à ces nombres de cycles en propagation nous rajoutons les nombres de cycles à l'amorçage (pour amorcer les fissures initiales de 25 microns) correspondant à chaque niveau de contrainte, nous obtenons encore des prévisions très supérieures aux durées de vie expérimentales (figure 6. 46).

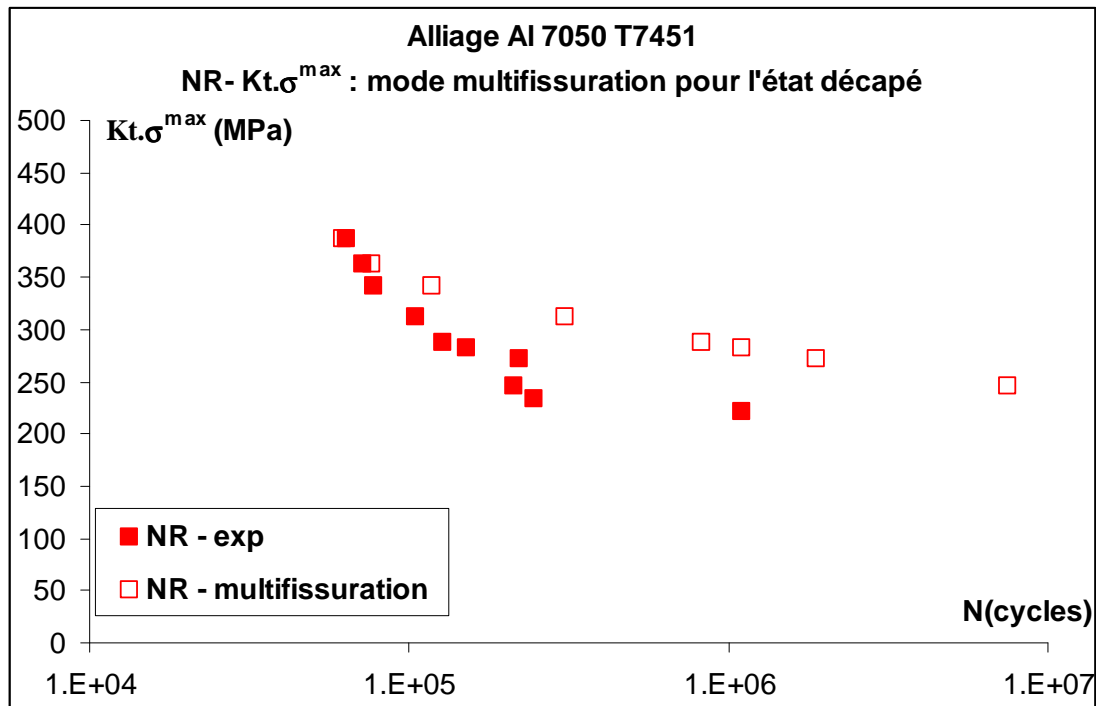


Figure 6. 46 : Prévisions du nombre de cycles à rupture pour l'état décapé obtenues avec le modèle de Suraratchai en mode multi fissuration ( $a_0=50\mu\text{m}$ )

### 6.6.2.2) Influence de régime de propagation des fissures courtes

Si la prise en compte de la multi fissuration correspond à un fait expérimental, elle ne conduit pas à une modification radicale de la réponse du modèle, notamment pour les faibles niveaux de contrainte. Voyons à présent les prévisions fournies lorsque nous considérons la loi de propagation des fissures courtes que nous avons proposée.

Dans ce modèle, le nombre de cycles à l'amorçage est implicitement contenu dans le calcul de durée de vie dans la mesure où les cavités sont considérées comme les défauts initiaux et qu'à partir de ces défauts, les microfissures vont, si les conditions le permettent, se propager avec une vitesse qui dépend de leur taille initiale. Nous n'avons donc pas à corriger les nombres de cycles prévus par ce modèle et nous pouvons donc les comparer directement avec les nombres de cycles à rupture expérimentaux. La figure 6. 47 illustre ces nouveaux résultats. Certes ils sont un peu pessimistes et ne retranscrivent pas la tendance asymptotique de la limite d'endurance. Cependant, dans le domaine des durées de vie limitées, nous pouvons considérer ces résultats comme très satisfaisants en regard des hypothèses posées et de la simplicité du modèle de propagation des fissures courtes.

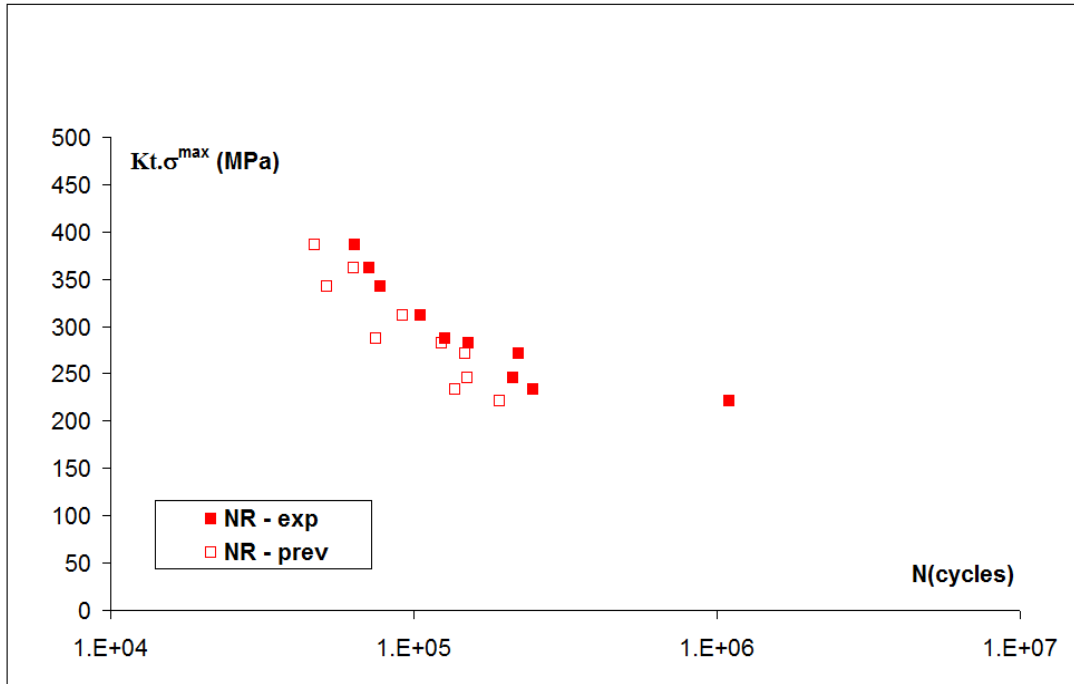


Figure 6. 47 : Prévisions du nombre de cycles à rupture fournies par le modèle pour l’alliage 7050 décapé

Lorsque nous considérons la présence de la couche d’oxyde dans le modèle, les durées de vie prévues, sur la base des topographies des éprouvettes décapées, sont supérieures à celles prévues pour l’état décapé.

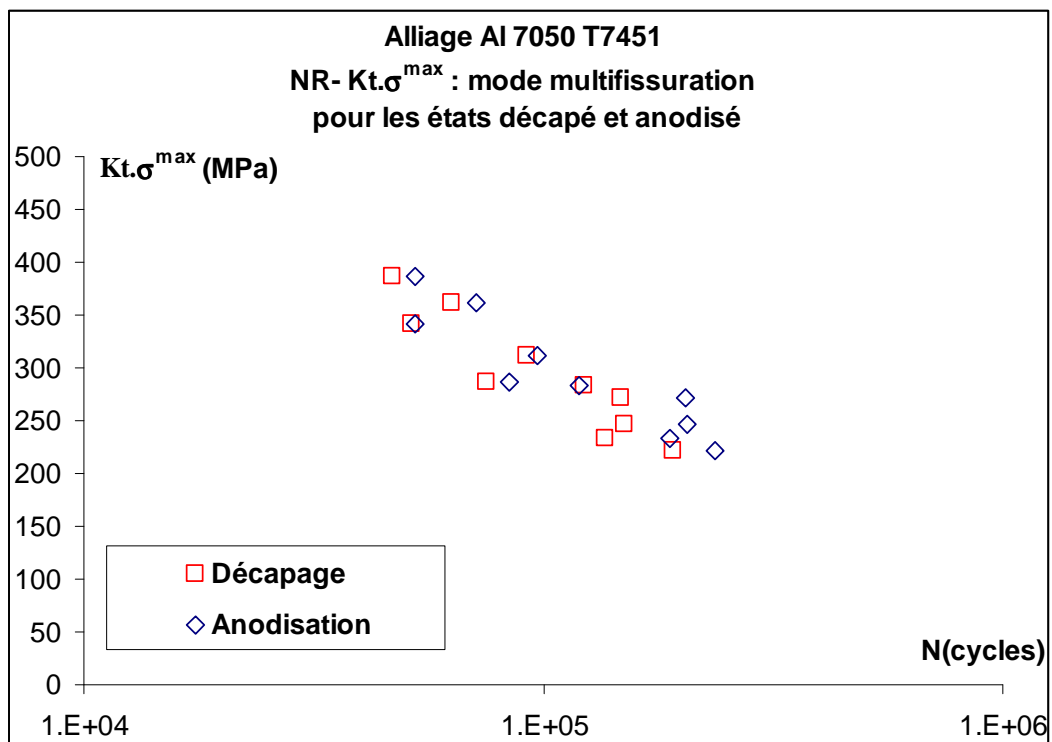


Figure 6. 48 : Prévisions fournies pour les états décapé et anodisé

Cela est tout à fait contradictoire avec ce que nous avons pu observer : un abattement supplémentaire de la tenue en fatigue et non une amélioration (figure 6. 49). L'analyse du déroulement du calcul montre que, lorsque nous augmentons arbitrairement la profondeur des défauts d'une quantité égale à l'épaisseur de la couche, nous modifions le rapport de forme  $a/c$  de toutes les cavités : plus précisément, en gardant les longueurs initiales identiques à celles des cavités de décapage, nous augmentons ce rapport et conséquemment, les facteurs d'intensité de contrainte correspondant sont moins élevés, et les vitesses de propagation diminuent (figure 6. 50).

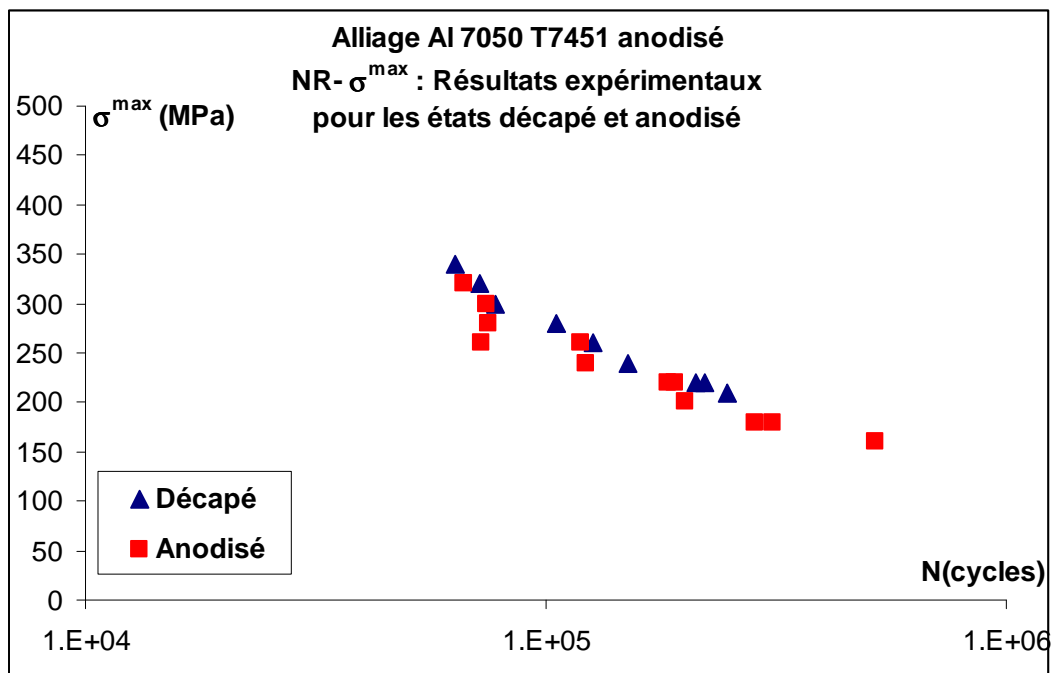


Figure 6. 49 : Courbes de fatigue pour l'alliage 7050-T7451 pour les états décapé et anodisé



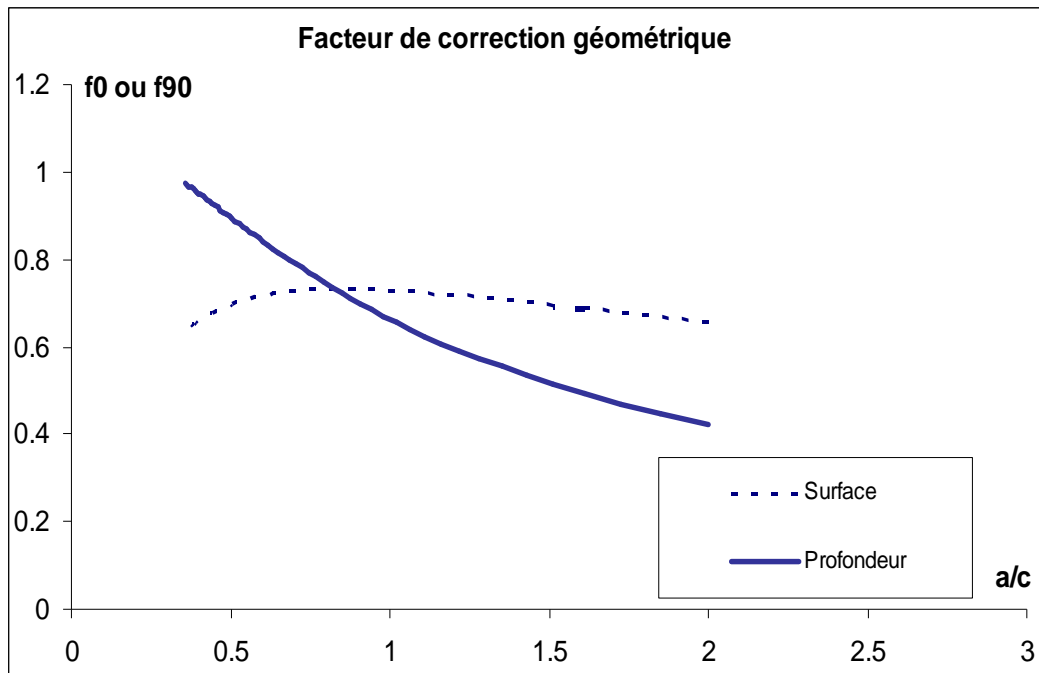


Figure 6. 50 : Evolution du facteur géométrique de Newman-Raju en fonction du rapport de forme  $a/c$

Comment résoudre cette incohérence ? Une solution consiste à augmenter la longueur des défauts initiaux dans le rapport de forme déterminé pour les surfaces découpées. Comment justifier cette solution, si cela est seulement possible ? Souvenons-nous que nous avons pu constater que les plus grandes cavités formées lors du décapage ne sont pas recouvertes par la couche d'oxyde contrairement aux cavités de plus petite taille. Au contraire, elles s'agrandiraient, tant en profondeur qu'en surface. Les résultats obtenus en appliquant cette correction sont illustrés par les [figure 6. 51](#) et [figure 6. 52](#). Les résultats correspondent mieux à ce qui est attendu. La courbe moyenne pour l'état anodisé est située à gauche de celle correspondant à l'état décapé, l'écart entre les deux étant d'environ 10%, ce qui n'est pas très éloigné de ce que nous avons pu observer expérimentalement.

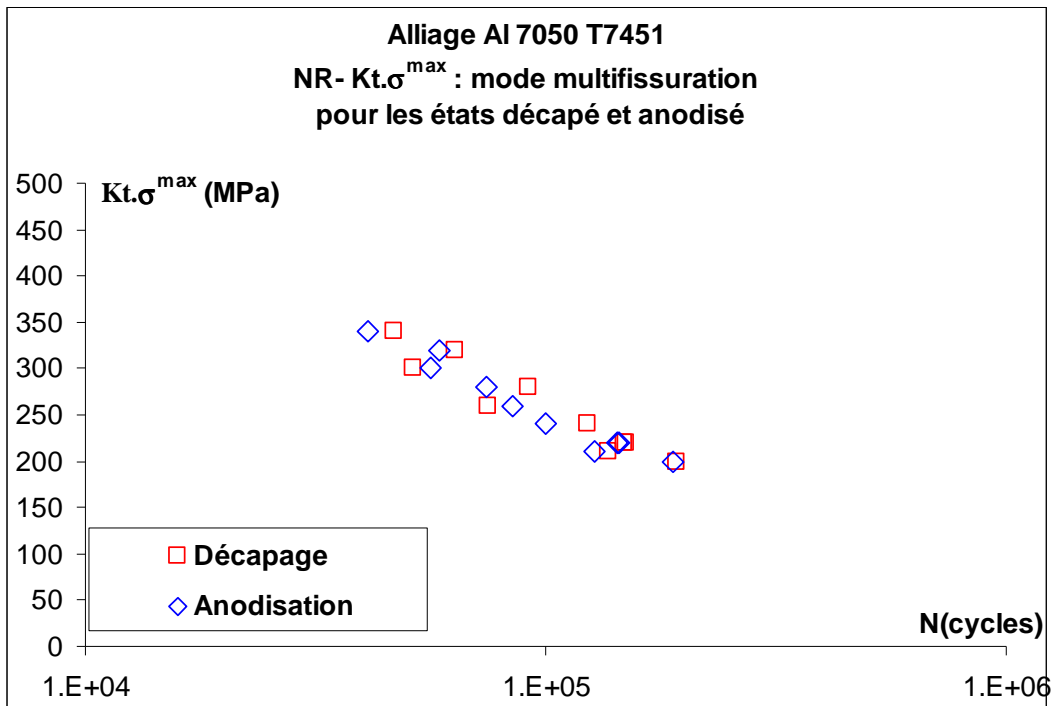


Figure 6. 51 : Prévisions fournies par le modèle pour les états décapé et anodisé

$$\text{avec } \left( \frac{a_{0,i}}{c_{0,i}} \right)_{\text{anodisé}} = \left( \frac{a_{0,i}}{c_{0,i}} \right)_{\text{décapé}}$$

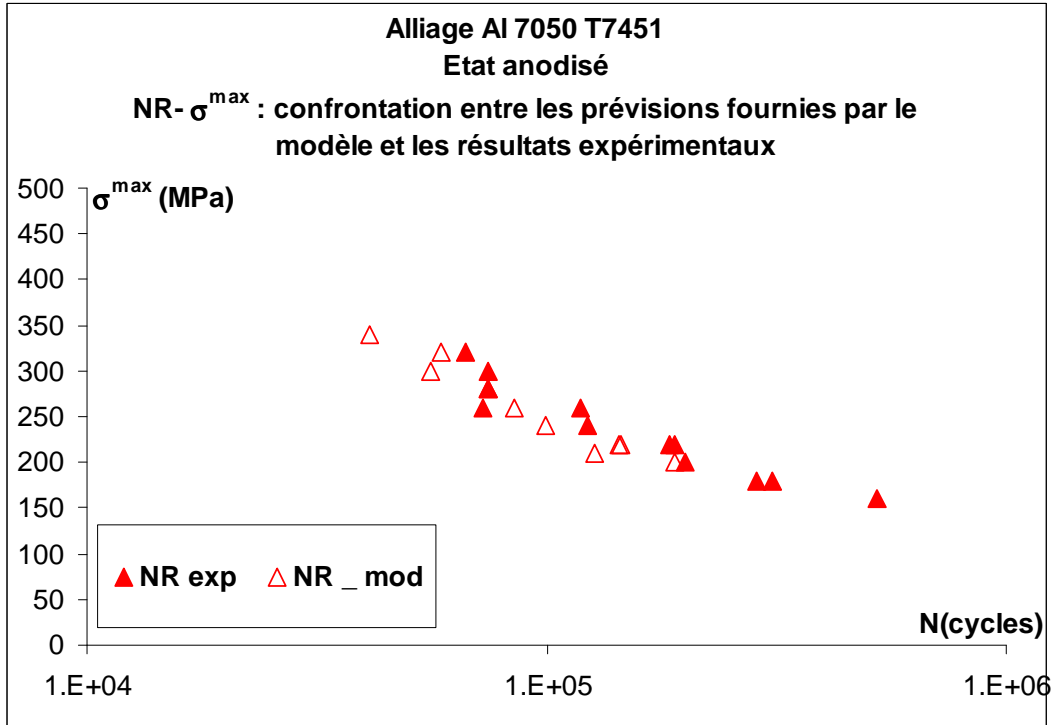


Figure 6. 52 : Comparaisons entre les prévisions fournies par le modèle et les résultats expérimentaux

$$\text{pour l'état anodisé avec } \left( \frac{a_{0,i}}{c_{0,i}} \right)_{\text{anodisé}} = \left( \frac{a_{0,i}}{c_{0,i}} \right)_{\text{décapé}}$$

Suite à ce résultat encourageant, nous nous sommes posé la question suivante : pouvons-nous utiliser les topographies des éprouvettes décapées pour définir une cartographie des particules intermétalliques à l'origine des amorçages des fissures pour les éprouvettes usinées ? Si oui, dans ce cas, le calcul en propagation peut-il fournir des prévisions de durée de vie plus en adéquation avec les résultats expérimentaux ?

Nous avons donc tenté l'expérience et appliqué le modèle développé. Cependant nous avons court-circuité la phase de calcul des coefficients de concentration de contrainte aux droits des particules. Si nous l'avions fait, nous aurions bien sûr retrouvé les prévisions obtenues pour l'état décapé. La [figure 6.53](#) illustre les résultats de cette expérience : pour le domaine de durées de vie les plus courtes, les prévisions fournies par le modèle développé sont en excellent accord avec les résultats expérimentaux.

La [figure 6.54](#) récapitule les prévisions fournies par le modèle pour les trois états.

Ainsi, nous pouvons donc, avec pour toute donnée la loi de propagation des fissures longues et un relevé topographique de la surface, estimer la durée de vie. Ceci est très encourageant.

Ces résultats nous incite à penser que ce modèle associé à une caractérisation fine de la microstructure et une approche probabiliste pourrait permettre d'effectuer des prévisions pertinentes de durée de vie pour les pièces réalisées en alliage d'aluminium 7050-T7451 et traitées par anodisation chromique. Et pourquoi pas, pour d'autres alliages traités, pourvu que les dégradations des surfaces soient identiques, à savoir la formation de cavités.

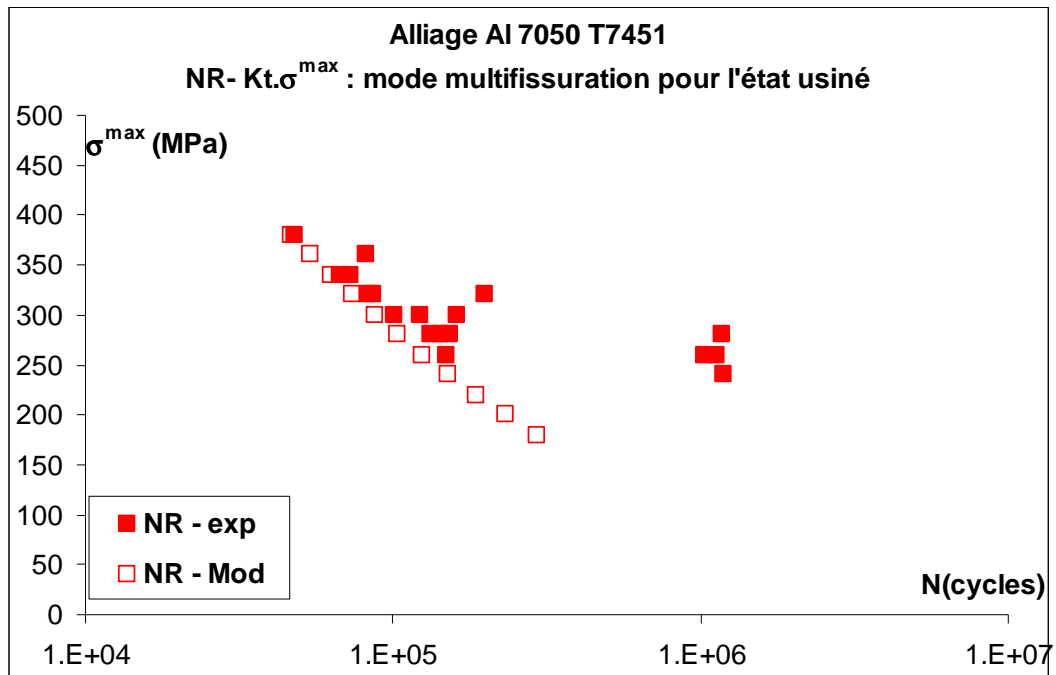


Figure 6. 53 : Prévisions fournies par le modèle pour l'état usiné à partir de la topographie des éprouvettes décapées et  $Kt_{A,i}=1$  et  $Kt_{C,i}=1,078$

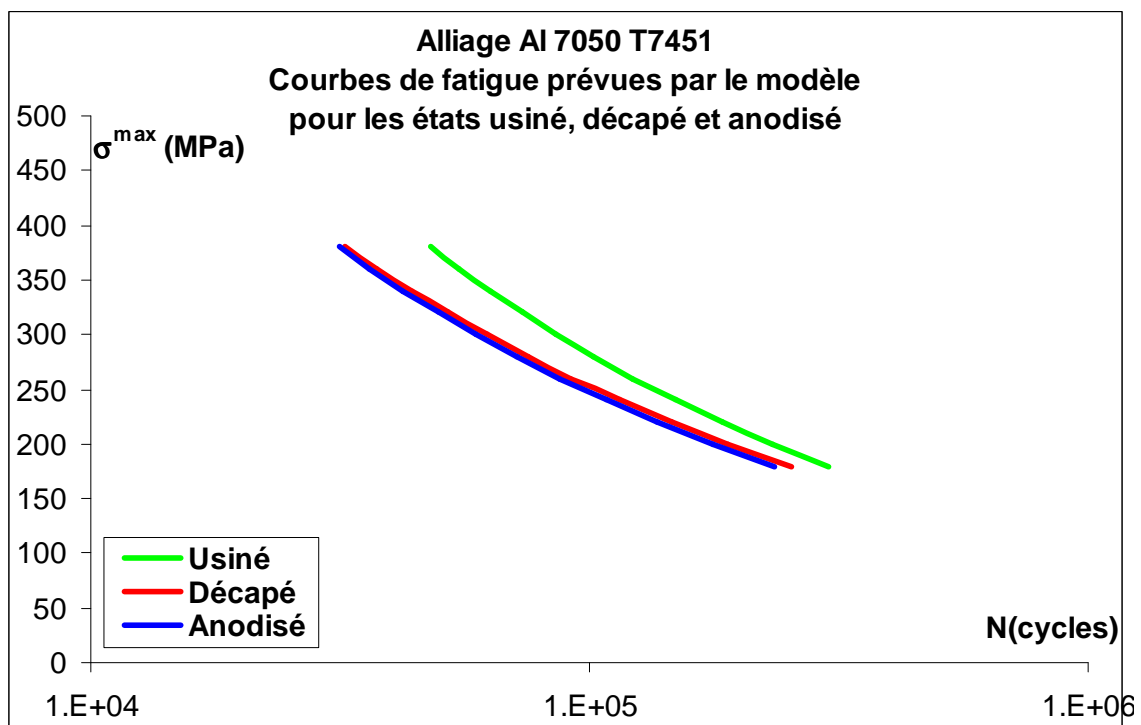


Figure 6. 54 : Prévisions fournies par le modèle pour les trois états usiné, décapé et anodisé Alliage 7050

## 6.7) Conclusions

Dans un premier temps, nous avons traité avec la méthode du coefficient de concentration de contrainte développée par Suraratchai les résultats des essais de fatigue réalisés sur les éprouvettes en alliage 2214-T6 et 7050-T7451 usinées, avec éventuellement deux niveaux de rugosité. Cette méthode est basée sur la détermination par la méthode des éléments finis, et à partir de relevés de profils de rugosité effectués sur les éprouvettes testées, du coefficient de concentration de contrainte généré par l'état de surface. Cela a permis de déterminer la courbe nécessaire à l'amorçage de fissures de taille égale à la taille moyenne des grains recristallisés dans lesquels nous avons trouvé les particules intermétalliques à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue.

Dans un second temps, nous avons appliqué la même méthode sur les résultats des essais de fatigue réalisés sur les éprouvettes usinées puis décapées et usinées, décapées puis anodisées. Dans ces cas, les résultats des calculs sont mitigés.

Dans le cas de l'alliage 2214, l'application pour l'état décapé a donné satisfaction mais le contraire eut été étonnant dans la mesure où le décapage réalisé suivant le protocole MESSIER-BUGATTI n'entraîne aucune dégradation de la surface. Mais l'application au cas de l'anodisation a conduit à des prévisions nettement supérieures aux durées de vie expérimentalement observées.

Dans le cas de l'alliage 7050-T7451, l'application de la méthode pour l'état décapé a également conduit à des surestimations des durées de vie. Il en a été de même pour l'état anodisé.

Si pour l'état anodisé ces écarts peuvent se comprendre aisément, il est également clair que pour le cas de l'alliage 7050 décapé, les écarts révèlent les insuffisances du modèle de Suraratchai.

Globalement, il nous semble que quatre causes peuvent être incriminées dans ces écarts. D'une part, la mauvaise caractérisation des cavités de décapage : en effet, la caractérisation correcte d'une cavité à l'aide d'un profil de rugosité est quasiment impossible et il faudrait multiplier le nombre de profils pour être sûr de « tomber » sur les cavités les plus critiques du point de vue de la concentration de contrainte. D'autre part, dans le modèle de Suraratchai, la phase d'amorçage des fissures est définie par le nombre de cycles nécessaire à la formation d'une fissure de taille donnée ; en l'occurrence, la taille moyenne du grain recristallisé.

Dans le modèle, le calcul en propagation est conduit à partir de cette taille de référence en utilisant une loi de Paris. Cette méthode ne peut donc prendre en compte la phase de propagation entre l'instant initial, où la taille de la fissure est égale à la taille du défaut à partir duquel la fissure s'initie et celui où cette fissure atteint la taille du grain. Durant ce laps de temps, et même un peu après, la fissure est évidemment une fissure courte et son régime de propagation est plus rapide que celui d'une fissure longue, à facteur d'intensité de contrainte égal.

Par ailleurs, dans le modèle de Suraratchai, le calcul en propagation ne se fait que pour une seule fissure. Il ne permet pas de prendre en compte la proximité des cavités qui sont multiples à la surface des éprouvettes. Et quand ces fissures se propagent, non seulement elles s'auto-influencent si elles sont trop proches l'une de l'autre, mais elles peuvent finir par ne former plus qu'une seule fissure : c'est la coalescence qui n'est donc naturellement pas prise en compte dans le modèle de Suraratchai.

Enfin, quatrième et dernière cause à laquelle nous attribuons les écarts observés entre prévisions et expérience, qui concerne plus spécifiquement les prévisions pour les états anodisés : la présence de la couche d'oxyde n'est pas prise en compte mais ce n'est pas un défaut en soi, puisque ce modèle n'avait pas été développé pour ce type d'application.

Nous avons donc développé un nouveau modèle basé sur celui de Suraratchai, dans lequel nous avons intégré ces éléments. La définition des cavités et plus généralement de la surface se fait à partir de relevés topographiques. A partir de ces relevés, nous construisons des modèles éléments finis pour calculer les coefficients de concentration de contrainte en fond de chacune des cavités décelées. Ces coefficients sont introduits dans le calcul ; ils influencent la propagation des fissures émanant de ces cavités sur une certaine profondeur correspondant à la définition des fissures courtes. Simultanément, la concentration de contrainte générée par la rugosité d'usinage est prise en compte durant tout le calcul de propagation en surface. Le régime de propagation en fissure courte est caractérisé par un seuil de propagation de fissure courte défini à l'aide du modèle de El-Haddad pour une taille de défaut initiale égale à la profondeur de la cavité et une vitesse de propagation constante égale à la vitesse de propagation d'une fissure longue lorsque la variation du facteur d'intensité de contrainte est égale au seuil de propagation des fissures longues. Enfin, la présence de la couche d'oxyde est prise en compte en augmentant artificiellement la profondeur des cavités d'une quantité égale à l'épaisseur de la couche d'oxyde formée et en ajustant la longueur en surface de ces défauts de façon à conserver un même ratio longueur/profondeur initial.

L'application au cas de l'alliage 2214-T6 anodisé s'est avérée inefficace. La raison principale en est que, dans le cas de cet alliage, les cavités de décapage sont inexistantes et que les cavités formées durant la phase d'oxydation sulfurique ne constituent pas le facteur prépondérant de l'amorçage des fissures de fatigue. Nous avons pu identifier clairement le rôle primordial des microfissures qui se sont développées dans la couche d'oxyde. Or notre modèle repose sur la mesure topographique des surfaces et de la détermination des coefficients de concentration de contrainte aux droits des cavités formées. Même si ces microfissures jouent un rôle de concentrateur de contrainte évident, elles ne peuvent pas être prises en compte dans le modèle de la même façon que des cavités. Il faut sans aucun doute passer sur une modélisation de type mécanique de la rupture.

Par contre, l'application de ce modèle au cas de l'alliage 7050-T7451 a fourni des prévisions de durée de vie en très bon accord avec les résultats expérimentaux. Le modèle permet en outre de prévoir l'abatement supplémentaire de la tenue en fatigue que l'on peut observer entre les états décapé et anodisé. Nous l'avons également appliqué au cas de l'état simplement usiné et là encore, il a fourni de bons résultats, nous laissant penser qu'il pouvait constituer un bon outil de prévision des durées de vie pour les pièces en alliage d'aluminium, et ce quel que soit l'état de la surface, du moins, pour le moment, en alliage 7050-T7451.

## 6.8) Références

- [1] **M. Suraratchai, C. Mabru, C. Espinosa, R. Chieragatti**, Rôle de la rugosité d'une surface usinée sur la tenue en fatigue d'un alliage d'aluminium aéronautique ; 24èmes Journée de printemps : Fatigue et état de surface, pp. 9(1)-9(8), 2005.
- [2] **M. Suraratchai, C. Mabru, R. Chieragatti, F. Rezai-Aria**, Influence de gammes d'usinage sur la tenue en fatigue d'un alliage léger aéronautique ; 17èmes Congrès Français de Mécanique, Troyes, 2005.
- [3] **M. Suraratchai**, Influence de l'état de surface sur la tenue en fatigue de l'alliage 7010, Thèse de Doctorat, Université Paul Sabatier, Toulouse, Octobre 2006.
- [4] **J. Limido**, Etude de l'effet de l'usinage grande vitesse sur la tenue en fatigue des pièces aéronautiques, Thèse de Doctorat, Université de Toulouse, mars 2008
- [5] **Daoud**, Influence de l'anodisation sur la tenue en fatigue de l'alliage 7010, Rapport d'étude, 2007.
- [6] **S. K. As**, Fatigue life prediction of an aluminium alloy automotive component using finite element analysis of surface topography ; These de Doctorat, Norwegian University of Science and Technology, 2006.
- [7] **H. Kitagawa, S. Takahashi**, Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage, Proceedings of the Second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, pp. 627-31, 1976.
- [8] **M. H. El Haddad, T. H. Topper, K. N. Smith**, Prediction of non propagating cracks, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 11, N° 3, pp. 573-584, 1979
- [9] **Norme ISO 4288 96** Spécification géométrique des produits (GPS) - Etats de surface : méthode du profil – Règles et procédure pour l'évaluation de l'état de surface, 1996
- [10] **G. Patton**, Mécanismes microscopique et comportement cyclique de l'alliage d'aluminium 7010, Thèse de doctorat INSA Lyon, 1995.
- [11] **G. Patton, C. Rinaldi., Y. Brechet, G. Lormand, R. Fougères**, Study of fatigue damage in 7010 aluminium alloy, Materials Science and Engineering A, Vol. 254, pp. 207-218, 1995.
- [12] **J. C. Newman Jr. , I. S. Raju**, Stress intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies subjected to tension and bending loads ; NASA Technical Memorandum, 1984.



- [13] **J.C. Newman, I.S. Raju**, Stress-intensity factor equations for cracks in three dimensional finite bodies subjected to tension and bending loads, *Computational Methods in Mechanics of Fracture*, pp. 312-334, Ed ATLURI S.N., Elsevier Science Publishers, 1986.
- [14] **M.A. Przystupa., R.J. Bussi, P.E. Magnusen, A.J. Hinkle.**, Microstructure based fatigue life predictions for thick plate 7050-T7451 airframe alloy, *International Journal of Fatigue*, Vol. 10, N° S1, pp. S285-S288, 1997.
- [15] **S. Suresh**, *Fatigue of materials*, Cambridge University Press, 1998
- [16] **M. Chaussumier**, Propagation des fissures courtes dans les alliages d'aluminium, étude bibliographique, Rapport interne, ISAE, 2010.
- [17] **J. Schijve, F.A. Jacobs**, Fatigue crack propagation in unnotched and notched aluminium alloy specimens, NLR TRM2128 Natn, Aeronaut Res., Inst. Amsterdam, 1964.
- [18] **J.C. Grosskreutz, C.G. Shaw**, Critical mechanisms in the development of fatigue cracks in 2024-T4 aluminium. Proc. 2<sup>nd</sup> Int. Conf. on Fracture, Brighton, 1969.
- [19] **S. Pearson**, Initiation fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 7, N°2, pp. 235-247, 1975.
- [21] **J. Lankford**, The influence of microstructure on the growth of small fatigue cracks, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 8, pp. 161-175, 1985.
- [22] **K. Tanaka, Y. Akiniwa**, Resistance curve method for predicting propagation threshold of short fatigue cracks at notches, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 30, N° 6, pp 863-876, 1988.
- [23] **J. L. Desforges**, Propagation en fatigue des fissures courtes dans les alliages d'aluminium, Thèse de Doctorat de l'Université de Poitiers, 1996.
- [24] **J.C. Newman, E.P. Phillips, M.H. Swain**, Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory, *International Journal of Fatigue*, Vol. 21, pp. 109-119, 1999.
- [25] **M.D. Chapetti**, Fatigue propagation threshold of short cracks under constant amplitude loading, *International Journal of Fatigue*, Vol. 25, pp. 1319-1326, 2003.
- [26] **C. Santus , D. Taylor**, Physically short crack propagation in metals during high cycle fatigue, *International Journal of Fatigue*, Vol. 31, pp. 1356-1365, 2009.
- [27] **M. Isida, T. Yoshida, H. Noguchi**, Tension of a finite-thickness plate with a pair of semi-elliptical surface crack, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 35, N° 6, pp. 961-965, 1990.

- [28] **M. Isida, T. Yoshida, H. Noguchi**, Parallel array of semi-elliptical surface cracks in semi-infinite solid under tension, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 39, N° 5, pp. 845-850, 1991.
- [29] **Y. Murakami et S. Nemat-Nasser**, Interacting dissimilar semi-elliptical surface flaws under tension and bending, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 16, N° 3, pp. 373-386, 1982.
- [30] **Y. Murakami et M. Endo**, Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 17, N° 1, pp. 1-15, 1983.
- [31] **P. Bourdet**, Développement d'une méthode de simulation du comportement en fatigue et tolérance aux dommages des structures corrodées, Thèse de Doctorat de l'Université de Toulouse, 2006.
- [32] **J. Mencik**, Mechanics of components with treated or coated surfaces, *Solid Mechanics and its Applications*, Vol. 42, Kluwer Academic Publishers, 1996.
- [33] **R. Sadeler**, Effect of a commercial hard anodizing on the fatigue property of a 2014-T6 aluminium alloy, *Journal of Materials Science*, Vol. 41, pp. 5803-5809, 2006.
- [34] **A. Camargo et Voorwald**, Influence of anodization on the fatigue strength of 7050-T7451 aluminium alloy, *Fatigue Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 30, pp. 993-1007, 2007.
- [35] **B. Lonyuk, I. Apachitei, J. Duszczyk**, The effect of oxide coatings on fatigue properties of 7475-T6 aluminium alloy, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 201, N° 21, pp. 8688-8694, august 2007.
- [36] **E. Cirik et K. Genel**, Effect of anodic oxidation on the fatigue performance of 7075-T6 alloy, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 202, pp. 5190-5201, 2008.
- [37] **M. Chaussumier, M. Shahzad, C. Mabru, R. Chieragatti R et F. Rezai-Aria**, Influence du décapage sur la tenue en fatigue de l'alliage Al7010-T7451 traité par oxydation anodique chromique, 19<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique, Marseille, 24-28 Aout 2009.
- [38] **M. Chaussumier, M. Shahzad, C. Mabru, R. Chieragatti et F. Rezai-Aria**, A fatigue multi-site cracks model using coalescence, short and long crack growth laws, for anodized aluminium alloys, Congrès Fatigue 2010, Prague, Tchéquie, 6-11 juin 2010.



**CHAPITRE 7**  
**CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES**



## **Chapitre 7: Conclusions et Perspectives**

Au cours de ce travail de thèse, nous nous sommes intéressés à l'influence conjointe de la rugosité d'usinage et de l'anodisation sur la tenue en fatigue de deux alliages d'aluminium : l'alliage 2214 – T6 traité par anodisation sulfurique et à l'alliage 7050-T7451 traité par anodisation chromique. Ces alliages nous ont été fournis par nos deux partenaires industriels, MESSIER-BUGATTI et AIRBUS respectivement. Les barreaux fournis par MESSIER ont été extraits d'une roue forgée tandis que l'alliage 7050 nous a été fourni sous forme d'une plaque laminée. La microstructure de ces alliages était caractérisée par des grains recristallisés et non recristallisés avec la présence de nombreuses particules intermétalliques. Ces particules ont été analysées à l'aide d'un spectromètre à dispersion d'énergie installé sur le MEB : elles sont de type Al-Si, Al-Cu et Al-Si-Mn-Fe-Cu pour l'alliage 2214-T6 et de type Mg-Si, Al-Cu-Mg et Al-Cu-Fe pour l'alliage 7050-T7451.

Nous avons usiné, pour chacun des alliages, des éprouvettes avec deux niveaux de rugosité : l'une faible, l'autre forte. Nous avons usiné des éprouvettes cylindriques et prismatiques. Ces éprouvettes ont ensuite été pour certaines uniquement décapées, d'autres décapées puis anodisées tandis que certaines autres n'ont subi aucun traitement postérieurs à l'usinage. Pour les éprouvettes en alliage 2214, les éprouvettes anodisées ont subi en plus un colmatage afin de reproduire les conditions réelles d'utilisation des pièces réalisées par MESSIER-BUGATTI. Ces traitements ont été réalisés par nos partenaires industriels, en conditions industrielles, c'est-à-dire en suivant les protocoles de traitement réellement subis par les pièces et les éléments de structure fabriqués par ces derniers.

Ces éprouvettes ont ensuite été testées en fatigue, soit en traction cyclique, sous deux rapports de charge, 0,1 et -1, soit en flexion plane 4 points sous le rapport de charge 0,1. Ces conditions d'essais ont été retenues pour caractériser la tenue en fatigue dans des conditions de chargement les plus proches de ce que subissent effectivement les pièces mécaniques et les éléments de structure aéronautiques. Les éprouvettes seulement usinées ont servi à établir les courbes de fatigue de référence auxquelles nous avons pu comparer les courbes obtenues pour les états décapé et anodisé. Les essais sur des éprouvettes uniquement décapées d'un côté et décapées puis anodisées (et colmatées, selon) de l'autre avaient pour but de cerner les effets de chacune des étapes de traitement sur la tenue en fatigue de ces alliages anodisés. Tous les essais ont été réalisés sur une machine de traction servo-hydraulique de marque MTS de 100 kN de capacité, à la fréquence de 10 Hz, à température ambiante.

Simultanément à ces essais, nous avons observé par microscopie optique les surfaces des éprouvettes découpées, anodisées-colmatées (alliage 2214) et anodisées (alliages 7050) de façon à caractériser l'aspect des surfaces. Nous avons pu constater que les découpages utilisés par nos deux partenaires n'avaient pas les mêmes effets. Le décapage réalisé suivant le protocole MESSIER, dans une solution d'acide phosphorique, n'a entraîné aucune dégradation des surfaces des éprouvettes en alliage 2214. L'anodisation sulfurique a pour sa part entraîné la formation de quelques cavités suite à la dissolution de particules Al-Cu. Le colmatage a eu par contre plus de conséquences puisque nous avons pu observer le faïencage de la couche d'oxyde. Concernant l'alliage 7050, le décapage réalisé suivant le protocole AIRBUS a entraîné la formation de très nombreuses cavités à la surface des éprouvettes. Ces cavités se sont formées par dissolution des particules intermétalliques riches en cuivre présentes à la surface des éprouvettes ou par leur expulsion suite à la dissolution de la matrice au niveau de l'interface particule/matrice. La caractérisation géométrique de ces cavités a permis d'en définir la taille : la plupart sont de très petite taille mais certaines atteignent des profondeurs de 10 microns pour 50 microns de diamètre en surface. Par contre, l'oxydation anodique en bain d'acide chromique n'a pas entraîné une dégradation tellement plus importante : certaines cavités de décapage, de petites tailles ont été recouvertes par la couche d'oxyde tandis que les plus grandes cavités se sont accentuées.

Les essais de fatigue réalisés sur les éprouvettes uniquement usinées ont permis de constater l'effet de la rugosité d'usinage sur la tenue en fatigue. De ce point de vue, rien de nouveau : la tenue en fatigue est meilleure lorsque la rugosité d'usinage est plus faible. Cependant, cet effet a tendance à diminuer lorsque le niveau de contrainte augmente. Par ailleurs, nous avons pu constater que pour les fortes rugosités, le nombre de sites d'amorçage augmentait et ce d'autant plus que la contrainte augmentait.

Les essais sur les éprouvettes traitées ont permis de constater un fort abattement de la tenue en fatigue des alliages d'aluminium anodisés. Cet abattement diminue lorsque le niveau de contrainte augmente. Cet abattement n'a cependant pas les mêmes origines selon l'alliage et plus certainement selon le traitement d'anodisation. Pour l'alliage 2214-T6, c'est la phase d'oxydation anodique – colmatage qui génère la totalité de cet abattement. Cependant, n'ayant pas encore fait d'essai sur des éprouvettes anodisées mais non-colmatées, il nous est impossible de faire la part des effets de chacune de ces phases. Pour l'alliage 7050-T7451, l'abattement de la tenue en fatigue est à mettre sur le compte de la phase de décapage qui entraîne 90% de cet abattement.

Pour mieux cerner les origines de ces abattements, nous avons observé les faciès de rupture de toutes les éprouvettes rompues au microscope électronique à balayage et nous avons analysé les sites d'amorçages.

Pour l'alliage 2214-T6, nous avons pu constater que :

- pour les éprouvettes usinées, les fissures de fatigue s'étaient systématiquement amorcées sur des particules intermétalliques de type AlSiMnFeCu ;

- pour les éprouvettes décapées, les amorçages se sont également produit sur les particules de type AlSiMnFeCu ce qui est naturel étant donné que ce décapage n'a eu aucune influence néfaste sur la qualité de la surface ;

- pour les éprouvettes anodisées-colmatées, les fissures se sont quasiment toutes amorcées à partir des microfissures qui se sont développées dans la couche d'oxyde durant l'opération de colmatage ; peu de fissures se sont amorcées à partir des cavités qui ont pu se former dans la couche durant la phase d'oxydation anodique.

Pour l'alliage 7050-T7451, nous avons pu constater que :

- pour les éprouvettes usinées, les fissures de fatigue s'étaient systématiquement amorcées sur des particules intermétalliques de type  $Mg_2Si$  et  $Al_7Cu_2Fe$  ;

- pour les éprouvettes décapées, toutes les fissures se sont amorcées à partir des cavités formées lors de cette opération ;

- pour les éprouvettes anodisées, les fissures se sont également amorcées à partir de ces cavités de décapage.

Nous avons pu par ailleurs constater que pour les éprouvettes traitées, les sites d'amorçage étaient multiples et leur nombre augmentait avec le niveau de contrainte. Ces sites étaient parfois très proches les uns des autres. Dans ces cas, nous avons pu observer la coalescence des fissures qui en ont émanées.

Toutes ces observations et ces analyses ont permis de confirmer le rôle particulièrement important joué par les particules intermétalliques dans la tenue en fatigue des alliages d'aluminium à hautes caractéristiques mécaniques. De même, elles ont permis de cerner le rôle des opérations de décapage et d'oxydation anodique sur l'abattement de la tenue en fatigue de ces alliages anodisés.



Particules intermétalliques ou cavités constituent des concentrateurs de contrainte. Dans une large mesure, les microfissures en jouent également le rôle. Nous avons donc tenté d'appliquer le modèle de calcul de durée de vie de Suraratchai. Ce modèle est basé sur le calcul du coefficient de concentration de contrainte généré par la rugosité de surface. Ce coefficient de concentration de contrainte est déterminé à l'aide de modèles éléments finis construits à partir de relevés de profils de rugosité. Les calculs sont faits en élasticité. L'application au cas des éprouvettes usinées en alliage 2214 a fourni, après calage, de bons résultats. Par contre, il n'en a pas été de même pour l'application au cas des éprouvettes anodisées-colmatées. Le modèle de Suraratchai ne permet pas de prendre en compte l'effet des microfissures comme concentrateur de contrainte. Or c'est ce mécanisme qui prédomine dans ce cas là. L'application au cas de l'alliage 7050 a fourni des prévisions supérieures aux durées de vie qui ont pu être expérimentalement observées, et ce, quelque soit l'état. Nous avons tenté d'analyser les causes de ce décalage. Nous avons identifié au moins quatre causes possibles :

- la mauvaise caractérisation des cavités de décapage ;
- la non-prise en compte de la présence de multiples sites d'amorçage ;
- la non-prise en compte d'un régime de propagation des fissures courtes émanant des défauts ;
- la non-prise en compte de la coalescence possible de fissures voisines au cours de leur propagation.

Nous avons donc développé un nouveau modèle, basé sur celui de Suraratchai, en y intégrant dans la mesure du possible ces quatre aspects :

- la caractérisation des cavités se fait à partir de relevés topographiques de la surface à l'aide du rugosimètre à contact ; ces relevés permettent de déceler les cavités et de déterminer leur position relative ainsi que leur dimensions (longueur, largeur en surface et profondeur) ; le coefficient de concentration de contrainte en fond de chacune de ces cavités est ensuite calculé, comme dans le modèle de Suraratchai, à l'aide d'un modèle éléments finis, tridimensionnel dans ce cas, construit directement à partir de la topographie mesurée de la surface ; les calculs sont toujours effectués en élasticité ;
- chacune de ces cavités est considérée comme un site d'amorçage potentiel d'une fissure de fatigue et le calcul en propagation est réalisé simultanément pour chacune de ces fissures ;

- la taille des défauts est de l'ordre de la dizaine de microns tout au plus ; le modèle intègre donc une loi de propagation spécifique pour les fissures courtes qui s'amorcent à partir de ces défauts ;

- à chaque pas de calcul de propagation, une condition de coalescence est vérifiée ; lorsque cette condition est respectée, la fissure la moins profonde est annihilée dans le calcul et la taille de l'autre augmente en conséquence.

L'application de ce nouveau modèle au cas de l'alliage 2214-T6 anodisé-colmaté n'a pas donné satisfaction. Il n'est, pas plus que le modèle de Suraratchai, adapté pour la prise en compte du réseau de microfissures de la couche d'oxyde. Par contre, l'application au cas de l'alliage 7050-T7451 a fourni de bons résultats ; il a permis en outre de prédire l'abattement supplémentaire de la tenue en fatigue observé entre les états décapé et anodisé. Nous l'avons également appliqué au cas de l'état usiné, sur la base de la topographie de la surface décapée. Là encore, les résultats se sont avérés satisfaisants.

Ces bons résultats obtenus pour l'alliage 7050 l'ont été avec peu de données. Comme pour le modèle de Suraratchai, nous n'avons besoin que d'une courbe de fatigue, plus précisément d'une limite d'endurance, d'une loi de propagation, et d'une mesure topographique d'une surface. La méthode est rapide et revêt un caractère prédictif.

### **Quelles perspectives donner à ce travail ?**

La plupart de nos essais ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques. Nous avons développé un montage qui nous permette de mesurer la topographie des surfaces de ces éprouvettes cylindriques.

La démarche expérimentale prévoyait d'étudier les influences croisées entre les alliages et les traitements. Si les traitements sont d'ores et déjà faits, les essais de fatigue sont encore à réaliser.

Nous n'avons pas réalisé d'essai sur des éprouvettes en alliage 2214-T6 simplement anodisées, et non colmatées. Ces essais sont prévus. Ils devraient permettre de distinguer le rôle spécifique du colmatage ainsi que les raisons du faïencage de la couche d'oxyde.

Nous avons évoqué le rôle de l'épaisseur de la couche d'oxyde sur l'abattement de la tenue en fatigue ; dans ce domaine, nous n'avons encore rien expérimenté et cela pourrait constituer une voie d'investigation intéressante.

Nous avons abordé au cours de ce travail les influences croisées du rapport de charge, de la rugosité d'usinage et de l'anodisation. Il semblerait, d'après les premiers résultats, que l'influence du rapport de charge soit très faible ; mais il pourrait être intéressant de préciser ce point.

Le modèle de calcul repose sur une hypothèse très forte que nous avons reprise du modèle de Suraratchai : la rugosité de surface représentait le facteur d'influence prépondérant sur la tenue en fatigue, comparativement à l'érouissage de la surface causé par l'usinage, et surtout aux contraintes résiduelles. Au cours de ce travail, nous n'avons pas pu, pour des raisons matérielles, mesurer ces contraintes résiduelles. Nous ne pouvons nous contenter de l'affirmation comme quoi ces contraintes n'ont pas d'influence. Nous devons impérativement nous pencher sur ce problème et, le cas échéant, généraliser notre modèle en intégrant cet aspect.

Nous avons introduit dans le modèle de calcul une loi de propagation des fissures courtes très simple mais sûrement non représentative de la réalité. Il nous semble important de mener des travaux expérimentaux de caractérisation de ces lois de propagation pour ces deux alliages.

Le modèle que nous avons développé est basé sur la modélisation de la surface par la méthode des éléments finis. Comme pour le modèle de Suraratchai, il y a lieu de se poser la question de la taille des éléments. Quelle taille définir qui soit compatible avec le comportement mécanique du matériau et la représentativité de la surface et qui assure la convergence des calculs ? Comment prendre en compte les effets de la microstructure fortement marquée par le laminage ou le forgeage ? Par ailleurs, les calculs se faisant en élasticité, aucun effet de plasticité cyclique en fond de strie d'usinage ou de cavité de décapage ou d'anodisation ne peut être pris en compte. Or les forts niveaux de contrainte appliqués au cours de cette étude ont pu entraîner de tels phénomènes locaux. Il y a donc lieu de caractériser le comportement cyclique des matériaux afin d'intégrer les lois de comportement dans le modèle.

Nous aussi avons évoqué la dualité entre les valeurs des longueurs caractéristiques du grain recristallisé et des fissures non-propageantes sous un niveau de contrainte correspondant à la limite d'endurance. Y-a-t'il une longueur caractéristique commune pour traiter à la fois le problème de filtrage du relevé topographique de la surface et le calcul en propagation ? Bien que dans notre modèle, la taille du grain n'intervienne plus explicitement, il nous semble important de répondre à cette question.

L'analyse des surfaces traitées a permis de caractériser la répartition des particules intermétalliques. Nous pourrions donc envisager de coupler une approche probabiliste au modèle de calcul. L'approche probabiliste concernerait la caractérisation de la microstructure en définissant la répartition géographique des particules à la surface des pièces, ainsi que leur taille et pourquoi pas leur nature. Ce couplage permettrait de pouvoir faire des prédictions de durée de vie quel que soit l'état (usiné ou anodisé), pourvu que les causes de la fissuration soient identiques, comme nous l'avons fait pour l'alliage 7050-T7451.

Le modèle n'a pas permis de prévoir correctement la durée de vie des éprouvettes en alliage d'aluminium 2214-T6 traitées par anodisation sulfurique car les origines de la fissuration y sont très différentes, avec notamment le rôle prépondérant des microfissures qui se sont développées dans la couche. Le modèle développé dans le cadre de ce travail est incapable de rendre compte de ce phénomène. Il nous faut donc travailler activement à la modélisation de ces microfissures du point de vue de la mécanique de la rupture pour l'associer au modèle développé.

Il nous faut aussi penser à intégrer cet outil dans la démarche globale de notre équipe de recherche pour élaborer un outil de contrôle de production permettant de passer de la surface fabriquée à sa certification vis-à-vis de la tenue en fatigue. Nous devons également appliquer le modèle développé aux cas de surfaces industrielles que l'on retrouve sur les pièces réelles sur lesquelles la qualité des surfaces peut changer d'une zone à une autre. En particulier, un grand nombre de ces surfaces sont obtenues par fraisage. Cela permettra peut-être de répondre à cette autre question : faut-il systématiquement usiner les pièces avec une faible rugosité lorsque par la suite elles sont anodisées ?

Le rôle des traitements d'anodisation est de renforcer la tenue à la corrosion des pièces traitées. Mais quelle est leur tenue à la corrosion lorsque la couche d'oxyde se fissure sous l'effet du chargement cyclique ? Certains éléments de structure sont contraints sur des plages de température de  $-40^{\circ}\text{C}$  à  $+40^{\circ}\text{C}$ . Quelle peut-être l'influence de la fatigue thermo-mécanique sur le comportement de ces couches endommagées ? Ceci constitue deux études à part entière.

Quels sont les paramètres de traitement de décapage - anodisation qui permettent de réduire l'effet néfaste du décapage sur la tenue en fatigue de l'alliage 7050 ? Encore une voie à explorer.

Bref, encore beaucoup de travail en perspective sur ce thème de la tenue en fatigue des alliages d'aluminium anodisés.

# ANNEXE



## **Annexe 1**

### **Moyens d'observations de la microstructure et de la composition chimique des alliages et moyens de fabrication**

#### **1. Moyens d'observations de la microstructure et de la composition chimique des alliages**

##### **1.1. Le microscope optique**

Nous avons utilisé un microscope optique Olympus GX71 et son logiciel d'acquisition et de traitement d'image AnalySIS 5, pour caractériser la microstructure des alliages: tailles et formes des grains, fractions recristallisées. Pour cela, les échantillons ont été polis au papier abrasif puis à la pâte diamantée jusqu'à 1 $\mu$ m. Pour l'observation microstructurale, les échantillons ont été attaqués avec du réactif de Keller (5ml de HNO<sub>3</sub>, 3ml de HCl, 2ml de HF dilué dans 190ml d'eau) durant 1 minute afin de révéler les grains, les joints de grains et les particules intermétalliques.

Afin d'obtenir une évaluation de la fraction recristallisée pour chaque alliage, les zones moins texturées de plusieurs micrographies ont été reportées sur des calques pour être ensuite traitées par analyse d'image avec le logiciel. Les résultats représentent la moyenne des fractions calculées sur six photos différentes.

##### **1.2. Le microscope électronique à balayage**

Les observations plus fines ont été réalisées sur un microscope électronique à balayage PHILIPS-XL30 ESEM. Ces observations avaient pour but de comprendre les mécanismes d'amorçage, ainsi que les mécanismes de rupture par fatigue, afin d'établir l'influence des états de surface, pour des éprouvettes usinées, décapées et anodisées, sur le comportement en fatigue.





**Figure A1.1: Microscope électronique à balayage Philips-XL 30  
utilisé pour les analyses surfaciques et fractographie**

### **1.3. Les moyens d'analyse chimique**

L'analyse chimique par spectrométrie à dispersion d'énergie (EDS en anglais) a largement été utilisée dans cette étude. Les deux alliages ont été analysés par cette méthode pour déterminer leur composition chimique, pour analyser les particules intermétalliques et effectuer les observations des faciès de rupture.

Les analyses ont été réalisées avec les conditions suivantes :

- tension d'accélération de 20 keV
- distance de travail de 10 mm
- temps d'analyse de 60 sec

## **2. Moyens de fabrication mis en œuvre**

### **2.1.L'étiau-limeur**

Un étiau-limeur est une machine-outil qui utilise le déplacement rectiligne alternatif de l'outil pour générer la vitesse de coupe. Pendant la course de retour de l'outil, celui-ci est relevé de façon à ne pas talonner sur la surface usinée. À la fin de chaque aller-retour, la pièce est déplacée latéralement de façon incrémentale pour générer un plan à partir du déplacement de l'outil. La profondeur de passe est réglée par le déplacement vertical de la pièce par rapport à l'outil. Si ces machines ne sont plus utilisées dans l'industrie, elles présentent l'avantage de générer des stries linéaires et parallèles et donc de permettre une analyse plus aisée qu'en fraisage.

Au cours de notre étude, nous avons utilisé un étiau-limeur de type RS-55 de marque HERMES. L'avance par coup (un aller-retour) peut varier de 0 à 1mm, par pas de 0,1mm, et la vitesse de coupe peut être choisie parmi des valeurs prédéfinies de 16, 25, 40, 64, 100 et 160 coups/mn. Les capacités de la machine sont limitées par la combinaison de la longueur de la course et de la fréquence des coups qui correspond à la vitesse maximale de l'outil. La vitesse de coupe peut être considérée constante si la course de l'outil est suffisamment grande par rapport à la largeur de la pièce. Il est donc impératif de choisir la plus grande course compatible avec la vitesse de coupe et les capacités de la machine. L'outil utilisé est un outil de tour à plaquette carbure rapportée identique à celui utilisé pour l'usinage de finition des éprouvettes cylindriques. De ce point de vue, les deux types d'usinage (tournage et à l'étiau limeur) peuvent être comparés.

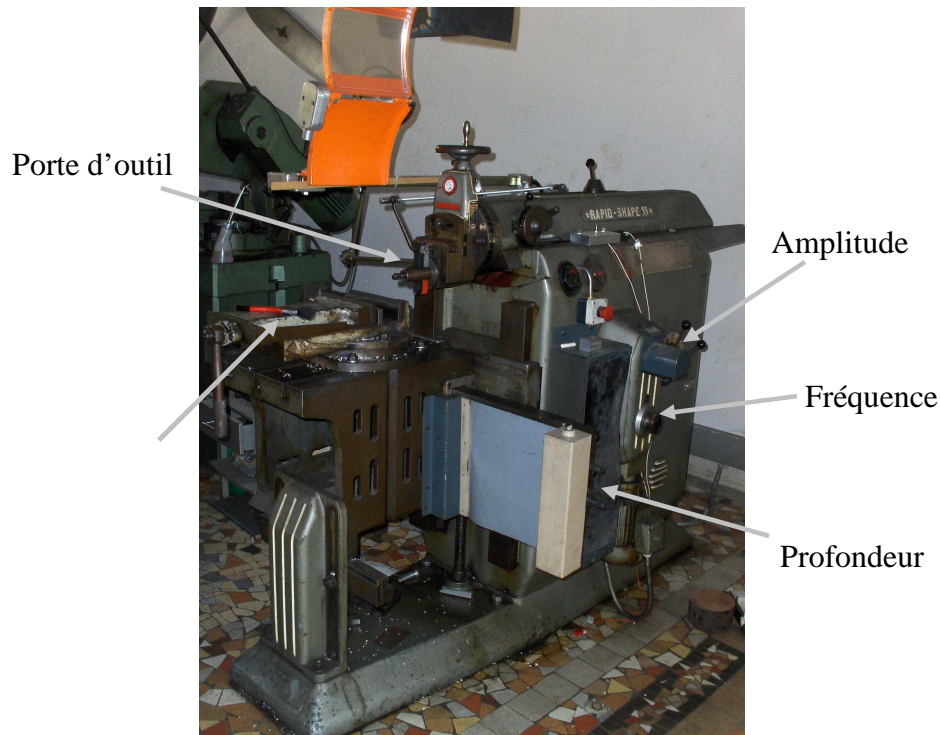


Figure A1.2: L'étau limeur utilisé pour usiner des éprouvettes prismatiques

## 2.2.Le tour

Le tour est une machine-outil, servant à usiner des surfaces extérieures et intérieures cylindriques, des surfaces coniques et des surfaces de révolution. Il sert à dresser des faces, et des épaulements, ainsi qu'à tailler des gorges annulaires. Pour l'usinage des éprouvettes de fatigue en traction, nous avons utilisé un tour conventionnel pour obtenir, à partir du diamètre 18mm, une demi-finition au diamètre de 16mm. La géométrie finale ainsi que les dimensions des éprouvettes ont été obtenues sur un tour à commande numérique RTN20 de marque RAMO. L'usinage de finition a été réalisé sans lubrifiant de façon à éviter une source supplémentaire de dispersion dans les résultats d'essais de fatigue qui pourrait être due à la variation de la qualité de l'interaction entre le lubrifiant et la surface de l'éprouvette. L'outil utilisé est un outil à plaquette carbure rapportée.



**FigureA1. 3: Tour en DMSM atelier utilisé pour des éprouvettes cylindriques**



## **ANNEXE A2**

### **Mise en œuvre informatique du modèle de propagation**

Ce modèle de calcul de durée de vie des pièces en alliage d'aluminium anodisées permet de prendre en compte quatre aspects importants :

- la prise en compte des multiples cavités présentes en surface des pièces décapées ;
- la prise en compte d'un régime de propagation des fissures courtes émanant de ces cavités ;
- la coalescence entre des fissures voisines durant leur phase de propagation ;
- la présence de la couche d'oxyde.

Nous l'avons développé sous Excel-VBA. Il se décompose en deux niveaux qui correspondent chacun à une interface spécifique.

La première interface permet de traiter les fichiers d'acquisition fournis par le logiciel qui pilote le rugosimètre à contact utilisé pour les mesures topographiques des surfaces usinées ou traitées. Cette interface est illustrée par la figure [A2.1](#). Elle permet de saisir toutes les informations qui seront utiles à la nomination des fichiers qui seront générés pour les simulations éléments finis. Il faut notamment préciser la nuance de l'alliage, la rugosité arithmétique  $Ra$ , l'état de la surface (usinée, décapée, anodisée), ainsi que le code de l'éprouvette et de la zone mesurée. Les cases correction de position et de pas permettent de préciser les informations supplémentaires concernant ces zones (positions respectives, pas de balayage effectif).

Le schéma de la figure [A2. 2](#) résume les étapes de traitement de ce programme.

**Traitement du relevé topographique - Calcul des coefficients de concentration de contrainte en fond de cavité** [X]

Fichier à traiter: Nouveau fichier

Matériau: Nuance [ ] Etat [ ]

Usinage: Avance par coup [ ] Rayon de bec d'outil [ ] Ra [ ]

Traitement de surface:
 Laminé
 Usiné
 Décapé
 Anodisé
  
Protocole [ ]

Eprouvette: Rep. [ ] Zone [ ] Correction de position suivant v [ 0 ] Correction de pas suivant v [ 0 ]

Chargement: [ ] TXT [ ] XLS

**Caractéristiques du relevé topographique**

longueur (/x) [ ] mm largeur (/y) [ ] mm  
pas de mesure (/x) [ ] microns pas de mesure (/y) [ ] microns  
nombre de points de mesure (/x) [ ] nombre de profils (/y) [ ]  
nombre de zones [ ] nombre de sous-zones [ ]  
écart-type [ ] Rugosité [ ]

**Caractérisation des piques**

Profondeur seuil [ 0 ]

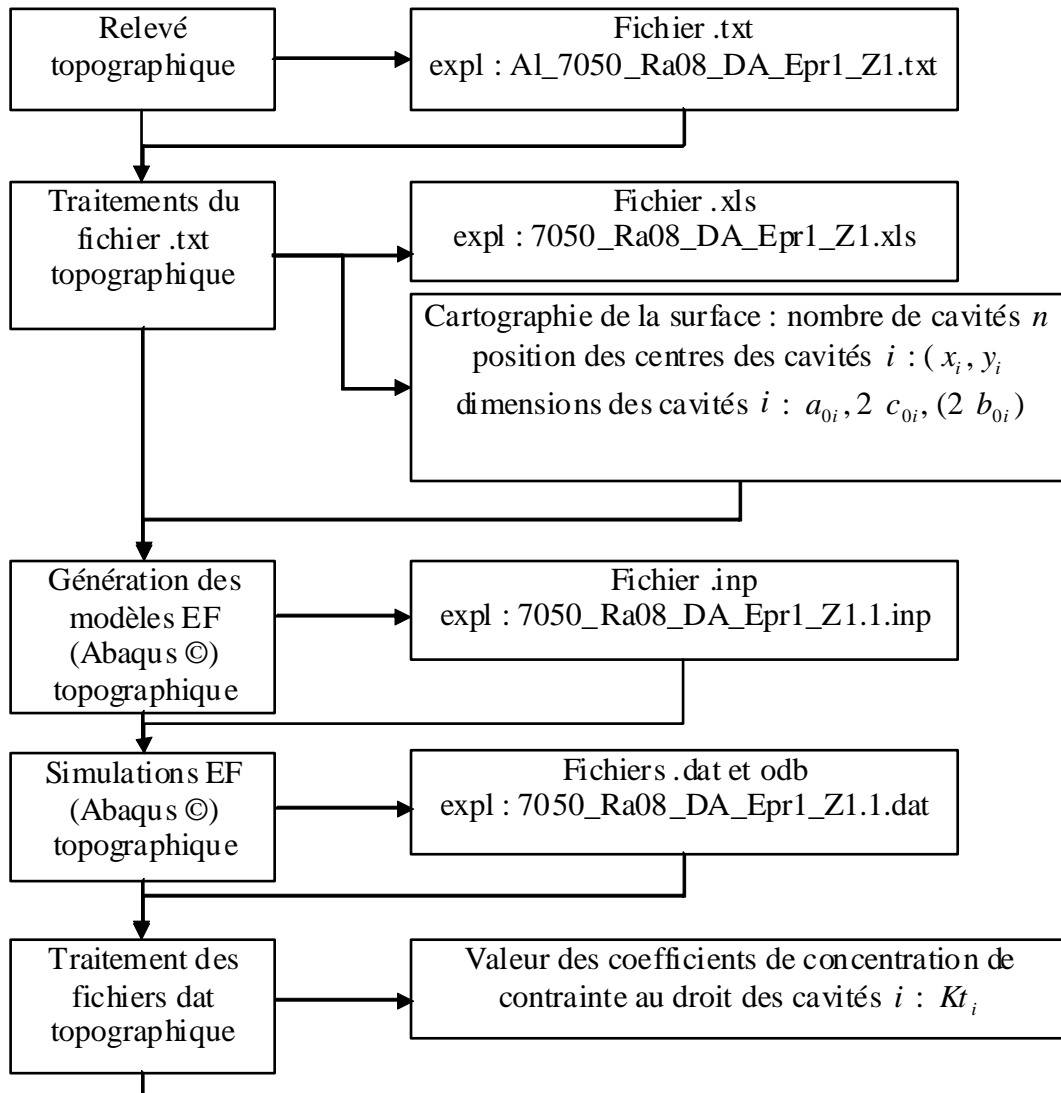
Nombre de piques [ ] [ Caractérisation des piques ]

**Création des modèles éléments finis**

Contrainte appliquée [ ] MPa Rapport de contrainte [ ]  
Module d'élasticité [ ] MPa Coefficient de Poisson [ ]  
Déplacement imposé [ ] microns

Génération des fichiers inp [ ] Lancement des simulations EF [ ]  
Importation des résultats des simulations [ ] Calculs en propagation [ ]  
Enregistrement du fichier [ ] Nouveau traitement [ ]

Figure A2.1 : Interface développée pour le traitement des fichiers d'acquisition de relevés topographiques



**Figure A2. 2 : Organigramme du programme de prétraitement des fichiers d'acquisition**

Lors du chargement, un fichier d'acquisition (40 000 points) est traduit en carte  $z(x, y)$  correspondant à la surface mesurée. Cette surface brute doit être redressée. Pour cela, nous appliquons la méthode préconisée par la norme ISO 4287 sur la mesure de la rugosité. Les points de la surface, de côte  $z$ , sont répartis de part et d'autre d'un plan moyen qui est légèrement incliné par rapport au plan de mesure horizontal. Pour recaler ce plan moyen sur le plan horizontal, il faut le redresser à l'aide de deux rotations : l'une, d'angle (très faible)  $\alpha$  suivant l'axe de mesure  $x_m$ , l'autre d'angle (également très faible) noté  $\beta$  autour de l'axe de balayage  $y_m$ . Un (très faible) déplacement, noté  $\delta_z$  suivant l'axe vertical  $z_m$  vient compléter le redressement du plan moyen de mesure. Dans ces conditions, la position verticale  $z(x_i, y_j)$  de chaque point  $M_{ij}$  du plan mesuré, notée plus simplement  $z_{ij}$  ( $i$  représentant la position du



point de mesure sur le profil de rugosité, et  $j$  le numéro de la ligne suivant le sens de balayage dans le plan) présente un écart, noté  $e_{ij}$  par rapport au plan  $xy$  du repère :

$$e_{ij} = z_{ij} - (\alpha \cdot y_j + \beta \cdot x_i + \delta_z) \quad \text{Équation A2.1}$$

En formant la somme  $W = \sum_{i,j} e_{ij}^2$  et en résolvant le système d'équations suivant :

$$\frac{\partial W}{\partial \alpha} = 0 \quad ; \quad \frac{\partial W}{\partial \beta} = 0 \quad ; \quad \frac{\partial W}{\partial \delta_z} = 0 \quad \text{Équation A2.2}$$

nous obtenons les valeurs des trois paramètres de recalage  $\alpha$ ,  $\beta$  et  $\delta_z$  du plan de mesure.

Ce redressement n'efface pas les écarts de côte entre les points  $M_{ij}$  et le plan moyen de mesure, à présent horizontal. Ces écarts présentent une distribution statistique qui est caractérisée par son écart-type  $\sigma$  :

$$\sigma = \sqrt{\frac{e_{ij,res}}{n-3}} \quad \text{Équation A2.3}$$

où les  $e_{ij,res}$  représentent les écarts résiduels entre les points  $M_{ij}$  du plan de mesure redressé et le plan  $xy$ , et  $n$  représente le nombre de points de mesure ( $n = i \times j$ ).

Cet écart-type nous permet de définir une profondeur seuil  $z_{seuil}$  en-deçà de laquelle nous considérons la présence d'une cavité de décapage, en choisissant un niveau de probabilité donné.

$$z_{seuil} = u_p \cdot \sigma \quad \text{Équation A2.4}$$

où  $u_p$  représente le coefficient de la loi de Gauss pour une probabilité  $p$ .

A partir de là, la surface est balayée à partir d'un coin. Pour chaque point  $M_{ij}$ , la côte  $z_{ij}$  est comparée à cette profondeur seuil  $z_{seuil}$ . Si elle est inférieure (le sens + de mesure étant compté positivement suivant la normale libre à la surface), le point en question est considéré appartenant à une cavité et la surface est analysée localement autour de ce premier point. Tous les points adjacents à ce premier point de détection dont la côte est également inférieure à la profondeur seuil sont alors considérés comme appartenant à cette cavité. Ainsi, nous définissons, à la résolution de mesure près, les contours de la cavité. Simultanément, la profondeur de la cavité repérée est actualisée : elle correspond à la plus petite valeur de la côte  $z_{ij}$  des points appartenant à la cavité. La position de ce point le plus profond sert à

identifier la position de la cavité. Un indicateur de balayage, initialement à la valeur 0 pour tous les points de la surface, est mis à la valeur 1 au fur et à mesure du balayage ce qui permet d'éviter de repasser dessus lors de la recherche des cavités suivantes et d'identifier une nouvelle cavité alors qu'elle a déjà été identifiée. Puis le balayage de la surface se poursuit pour identifier les emplacements des autres cavités.

Cette technique permet de repérer toutes (ou presque) les cavités, de définir leur position et leur taille (profondeur  $a_i$ , longueur en surface  $2c_i$  et largeur en surface  $2b_i$ ). Il est possible d'établir une cartographie des cavités (figure A2. 3) et de construire des graphes de répartition des dimensions de ces cavités comme le montre la figure A2. 4

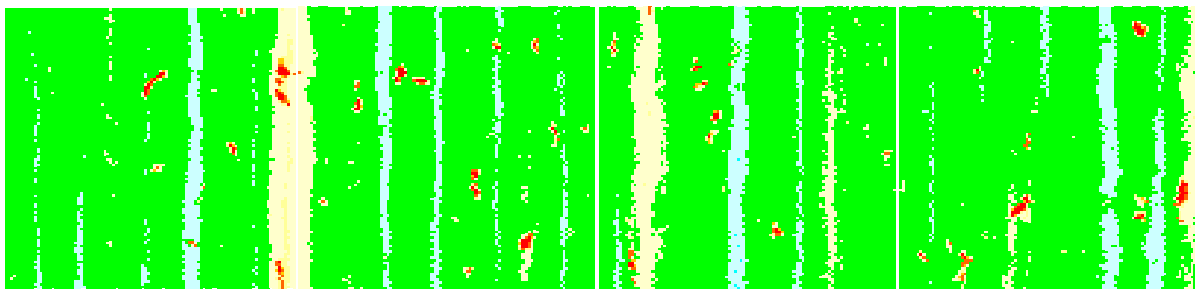


Figure A2. 3 : Exemple de cartographie réalisée à partir du relevé topographique – cas de l'alliage 7050, usiné avec une rugosité initiale  $Ra=0,8\mu m$ , décapé suivant le procédé AIRBUS.

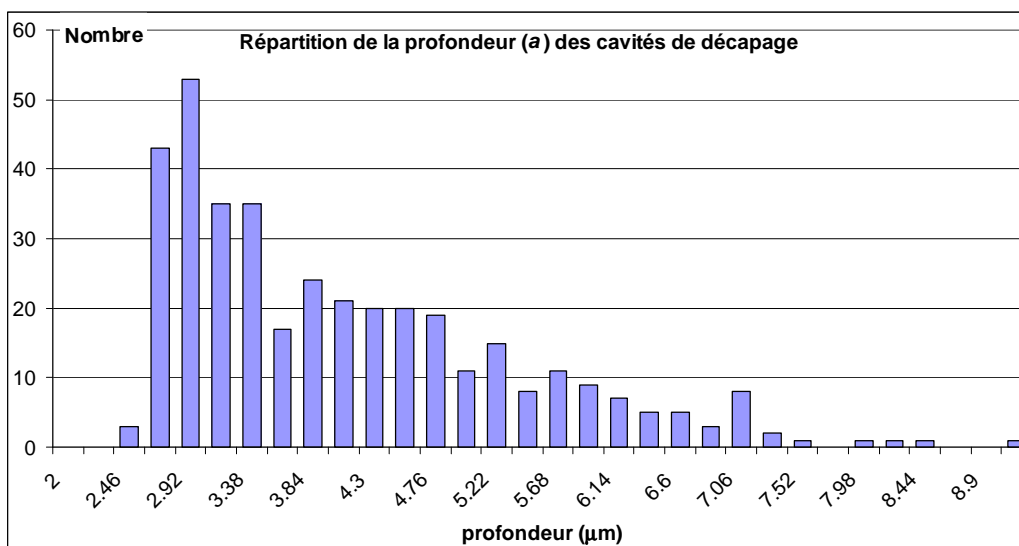


Figure A2. 4: Graphes de répartition des profondeurs des cavités de décapage pour l'alliage 7050-T7451, éprouvette usinée avec une rugosité initiale  $Ra=0,8\mu m$ , décapé suivant le procédé AIRBUS

Le schéma de la figure A2.5 résume la technique utilisée

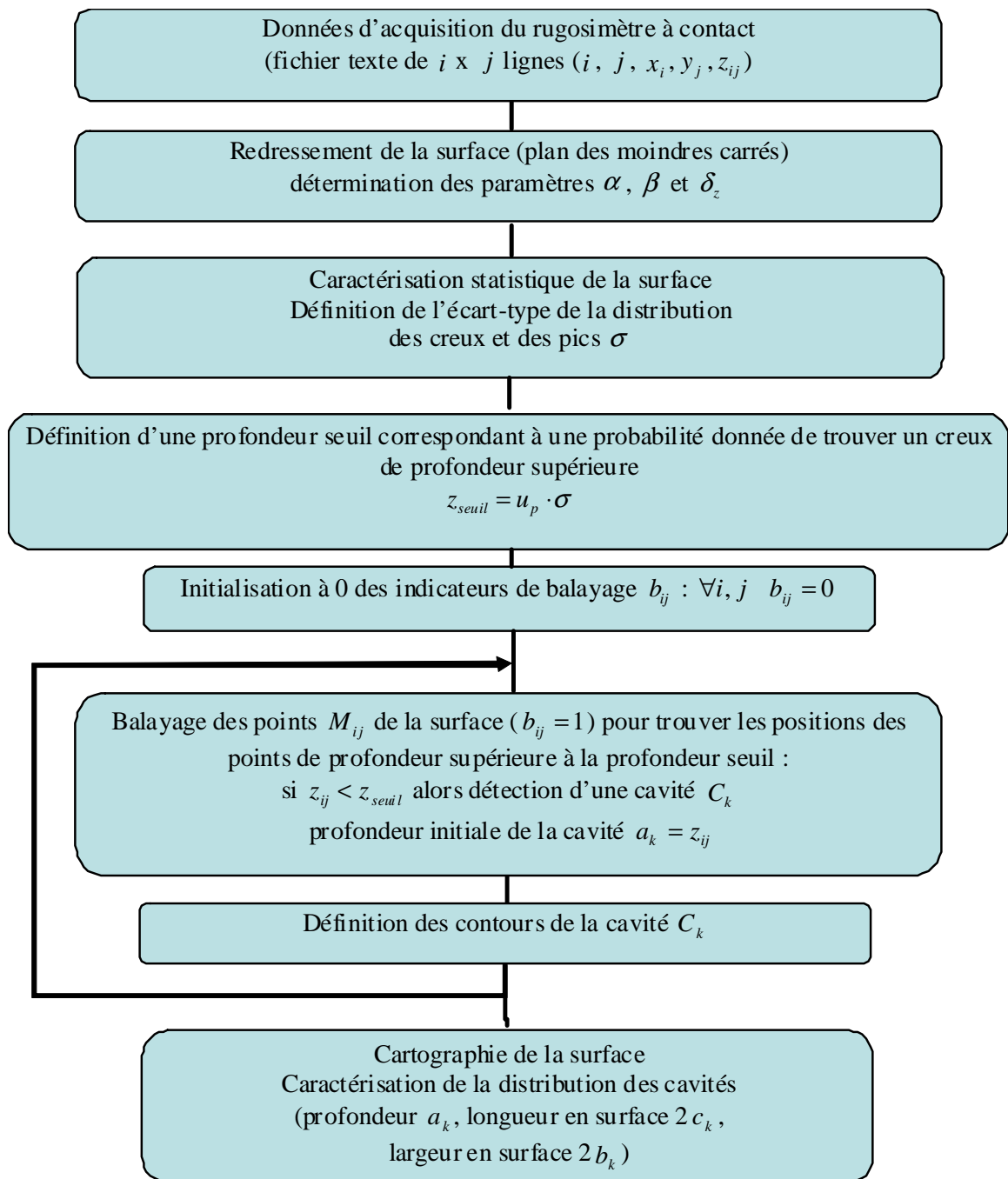


Figure A2.5 : Schéma de la caractérisation des cavités de décapage

A l'issue de ce traitement, le programme génère les modèles éléments finis élémentaires et lance automatiquement les simulations à l'issue desquelles nous récupérons les données utiles pour le calcul en propagation en traitant automatiquement les fichiers de résultats générés par le code éléments finis.

La seconde interface (figure [A2. 6](#)) permet à l'utilisateur de saisir toutes les informations complémentaires nécessaires au calcul de propagation. En outre, il lui permet de saisir ou modifier les paramètres des lois de propagation, les données de chargement. Il permet de plus de sélectionner le type de calcul de propagation ainsi que le modèle de calcul du facteur de correction géométrique intervenant dans le calcul de facteur d'intensité de contrainte. Le programme permet de lancer des simulations ciblées sur un cas, ou de traiter successivement toute une série de cas. L'organigramme du calcul est détaillé sur les figures [A2. 7](#) à [A2. 10](#).

**Calcul de propagation** X

Sélection fiche  ▼

Marge de calcul sur N  %

Nuance

Rp  MPa

$\sigma_{D0}$   MPa

KIc  MPa.m 0,5

NR1

NR2

Nombre de fissures  entraînant la rupture entre NR1 et NR2

**Loi de propagation en fissure courte:**  
 $da/dN = C_{fc} \cdot DK^{m_{fc}}$

Cfc

mfc

**Loi de propagation en fissure longue:**  
 $da/dN = C_{fl} \cdot DK^{m_{fl}}$

Cfl

mfl

**Transition fissure courte - fissure longue** 0,5

DK seuil  MPa.m

ath0  mm

**Chargement**

Contrainte maxi  MPa

Rs

**Autres données**

b  microns

h  mm

**Modèle de calcul du facteur géométrique**

Pearson

Newman-Raju

Murakami

Pommier

**Modèle de calcul en propagation**

prise en compte de la multifissuration

Incrément N

Ktusinage  mm

épaisseur couche

Calcul individuel    Calculs automatiques    Traitement de données    Graphe a(N)    Graphe c(N)

Figure A2. 6 : Interface développée pour le calcul en propagation des fissures

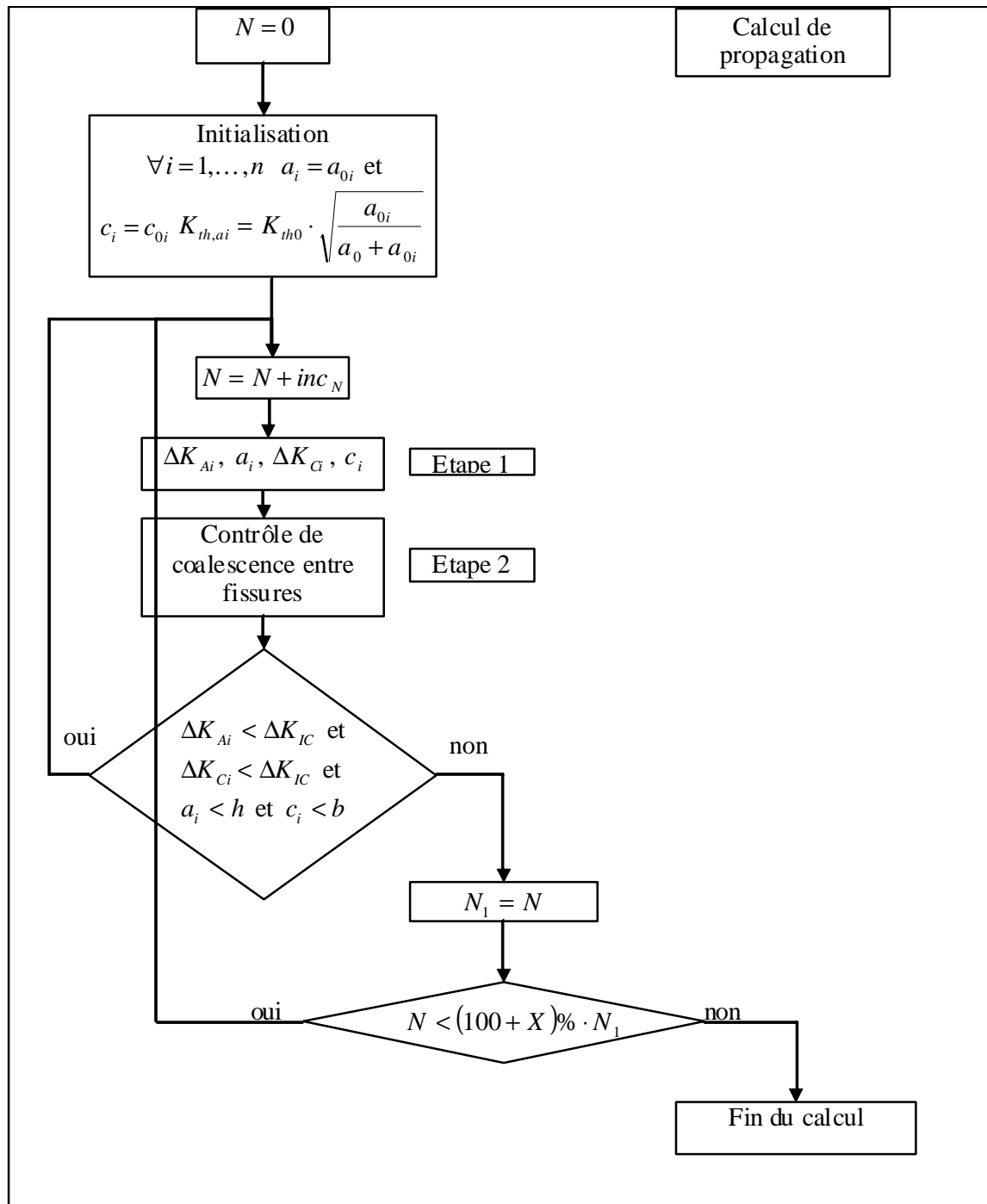


Figure A2. 7 : Organigramme du programme de calcul en propagation

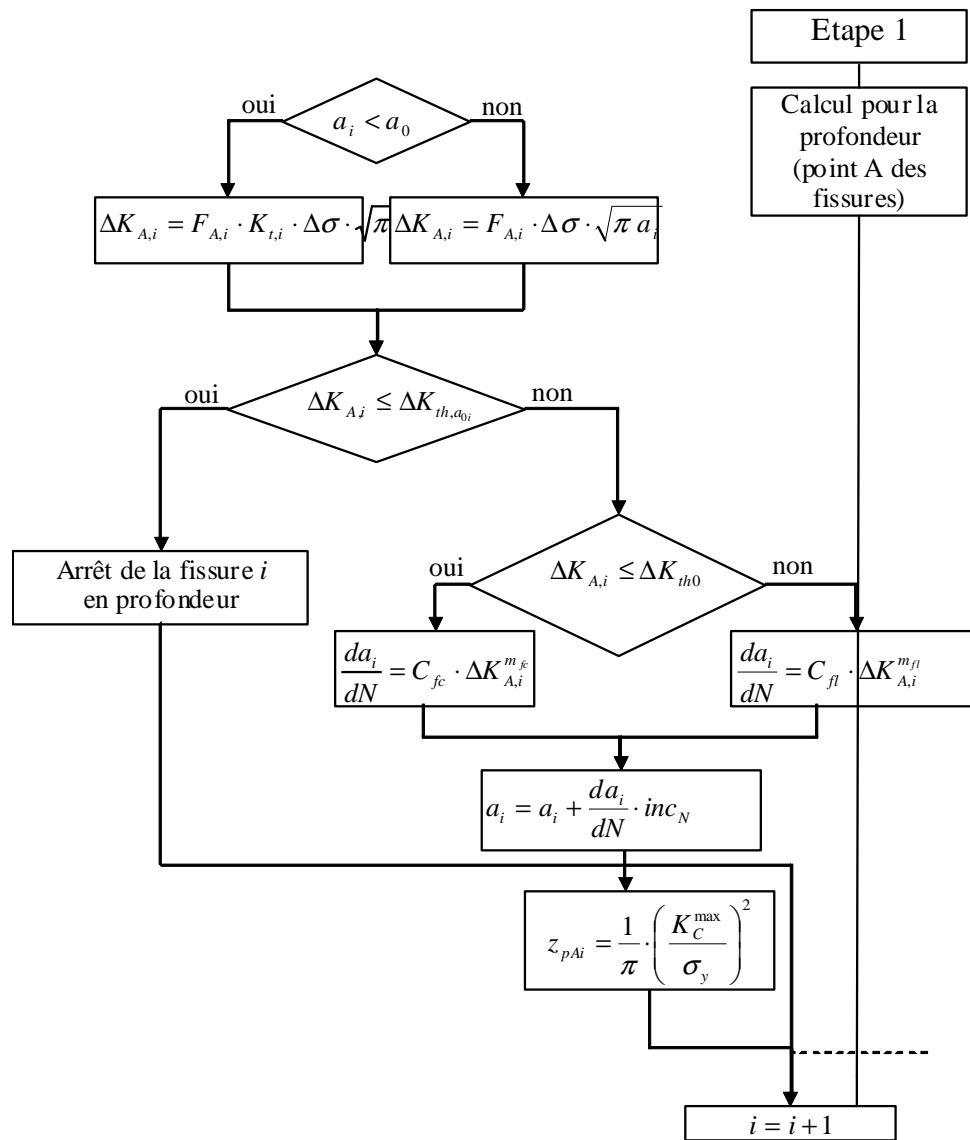
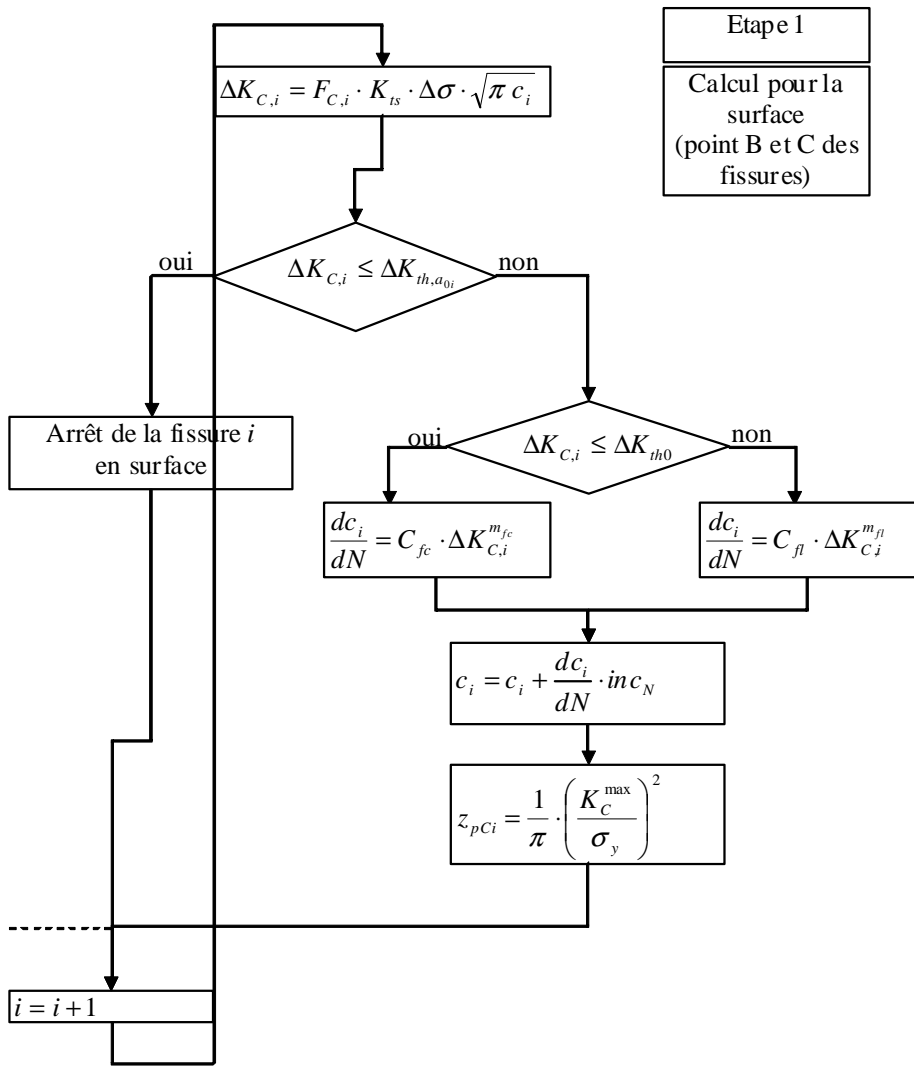
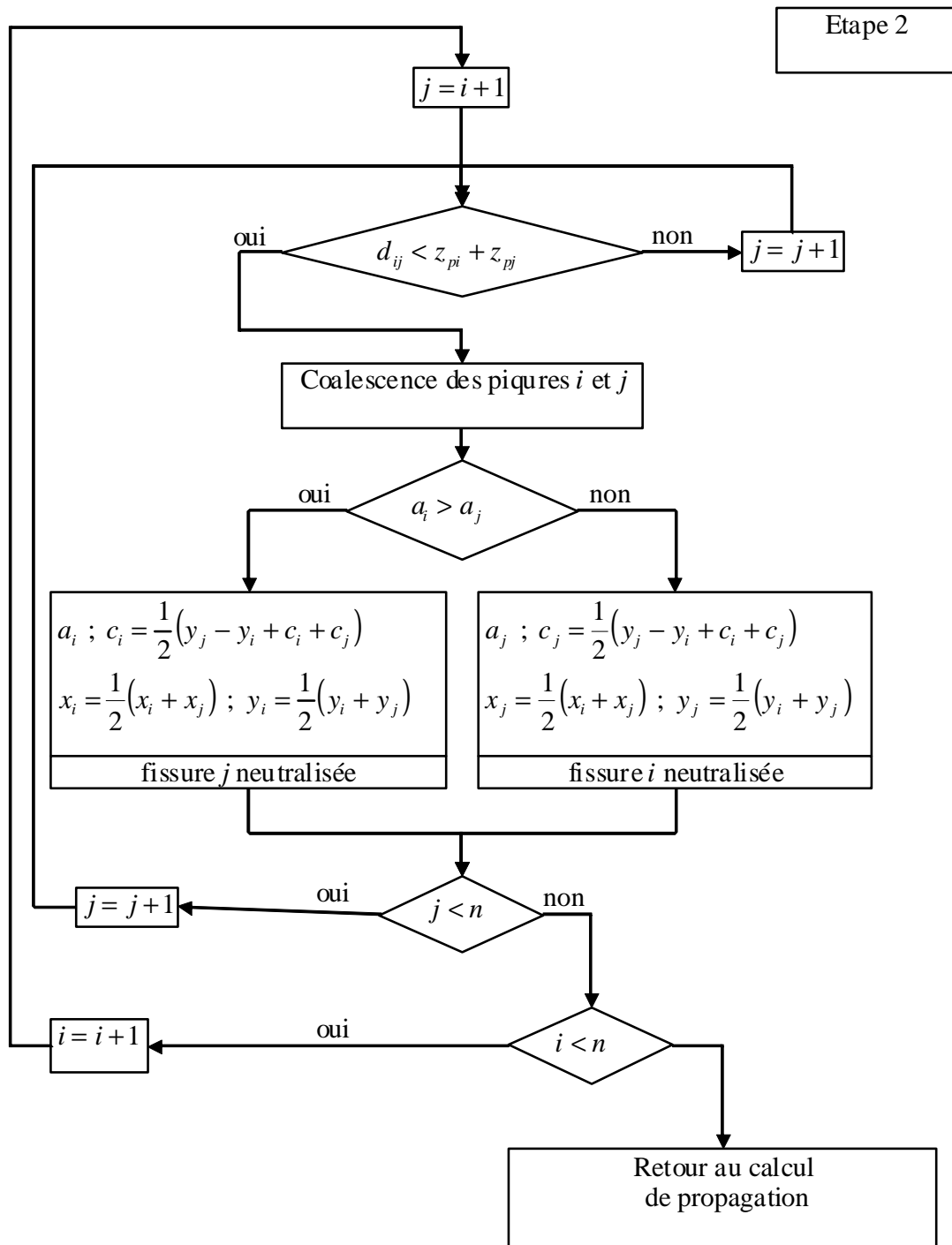


Figure A2. 8 : Organigramme du programme de calcul en propagation-Etape 1 pour la propagation en profondeur des fissures



**Figure A2. 9 : Organigramme du programme de calcul en propagation – Etape 1 (suite) pour la propagation en surface des fissures**





**Figure A2. 10 : Organigramme du programme de calcul en propagation  
Contrôle de coalescence des fissures**

Le lecteur aura remarqué dans la planche 2 de cet organigramme (figure A2. 7) que nous n'avons pas interrompu le calcul dès que l'une des conditions d'arrêt était normalement respectée. Le retour correspond à la poursuite du calcul durant un certain nombre de répétitions, correspondant à  $(100 + X)\% \cdot N_1$  ou  $N_1$  représente le nombre de cycles correspondant au respect des conditions d'arrêt normal du calcul. Ce subterfuge permet de répertorier d'autres fissures qui conduirait à une rupture quasi simultanée, du moins en regard de la précision du calcul liée aux diverses hypothèses et approximations mises en œuvre dans les différentes composantes du modèle. Nous pouvons donc non seulement estimer le nombre de cycles à rupture et, en fixant la valeur de  $X$ , nous pouvons préciser également le nombre de sites d'amorçage de fissure, c'est-à-dire, pouvant conduire simultanément à la rupture de la pièce.

