

Table des matières

Liste des abréviations	
Liste des Figures.....	
Liste des Tableaux.....	
INTRODUCTION	1
Introduction	2
1 ^{ERE} PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	7
I.1. Les alliages d'aluminium	8
I.2. Les alliages d'aluminium de la série 2xxx	9
I.3. L'alliage d'aluminium 2618.....	9
I.3.1. Historique (1939-2019)	9
I.3.2. L'état métallurgique T851	14
I.3.3. Composition chimique de l'alliage 2618	15
I.3.4. Microstructure de l'alliage 2618.....	15
I.3.5. Les propriétés mécaniques de l'alliage 2618.....	18
I.4. L'anodisation des alliages d'aluminium	20
1.4.1. Préparation de surface	21
1.4.2. Oxydation anodique	21
I.4.2.1. Principe	21
I.4.2.2. Caractéristiques de la couche d'oxyde.....	22
1.2.3 Imprégnation	25
1.2.4 Colmatage	25
I.5. Comportement en fatigue des alliages d'aluminium.....	27
I.5.1. Généralités sur la fatigue	27
I.5.2. Facteurs d'influence sur la résistance en fatigue uniaxiale	30
I.5.2.1. Effet de rugosité de surface	30
I.5.2.2. Effet du rapport de contrainte	31
I.5.3. Comportement en fatigue uniaxiale de l'alliage 2618.....	32
I.6. Effet de l'anodisation sur la tenue de vie en fatigue des alliages d'aluminium	38

I.7. Le comportement en fatigue multiaxiale.....	43
I.7.1. Généralités	43
I.7.2. Effet du déphasage.....	43
I.7.3. Effet du rapport d'amplitude de contraintes sous chargement de traction-torsion ($\lambda=\tau_{alt}/\sigma_{alt}$)	45
I.7.4. Chargement de pression interne.....	47
I.8. Modèles de prévision de durée de vie	48
I.9. Conclusions	49
2 ^{EME} PARTIE : LE MATERIAU D'ETUDE	52
II.1. L'alliage 2618-T851 étudié.....	53
II.1.1. Composition et microstructure	53
II.1.2. Propriétés mécaniques sous chargement monotone à température ambiante.....	56
II.2. Traitement d'anodisation sulfurique de l'alliage 2618	58
II.2.1. Le dégraissage	58
II.2.2. Le décapage	59
II.2.3. L'oxydation anodique.....	60
II.2.4. L'imprégnation.....	62
II.2.5. Le colmatage	64
II.3. Analyse des contraintes résiduelles	65
II.4. Conclusions.....	67
3 ^{EME} PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE	68
III.1. Introduction	69
III.2. Essais de fatigue	69
III.2.1. Machine d'essai	69
III.2.2. Géométrie des éprouvettes	71
III.2.2.1. Dimensionnement du fût central de l'éprouvette tubulaire	73
III.2.2.2. Validation de la géométrie à l'aide d'un modèle éléments finis	75
III.2.2.3. Optimisation de l'épaisseur du fût central.....	75
III.3. Les essais de fatigue en traction uniaxiale.....	76
III.3.1. Cas des éprouvettes usinées	76
III.3.1.1. Effet de rugosité de surface	76
III.3.1.2. Effet du rapport de contrainte.....	79
III.3.2. Cas des éprouvettes traitées	81
III.3.2.1. Eprouvettes décapées	81

III.3.2.2. Eprouvettes anodisées	83
III.3.2.3. Eprouvettes imprégnées	86
III.3.2.4. Eprouvettes colmatées	88
III.4. Essais de fatigue en torsion	90
III.4.1. Cas des éprouvettes usinées	90
III.4.1.1. Effet de rugosité de surface	90
III.4.1.2. Effet du rapport de contrainte	92
III.4.1.3. Comparaison traction-torsion	93
III.4.2. Cas des éprouvettes traitées	95
III.5. Résultats de fatigue en pression interne	98
III.6. Conclusions	104
4 ^{EME} PARTIE : FATIGUE MULTIAXIALE	107
IV.1. Introduction	108
IV.2. Résultats en traction-torsion	108
IV.2.1. Cas des éprouvettes usinées	108
IV.2.2. Cas des éprouvettes colmatées	114
IV.3. Résultats en traction-pression interne	116
IV.4. Résultats en torsion-pression interne	120
IV.5. Résultats en traction-torsion-pression interne	123
IV.6. Analyse fractographique à l'échelle macroscopique	126
IV.7. Conclusions	127
5 ^{EME} PARTIE : PREVISION DE DUREE DE VIE	129
V.1. Introduction	130
V.2. Critère de comparaison	131
V.3. Les modèles de prévision étudiés	132
V.3.1. Modèle de Fatemi-Socie	132
V.3.1.1. Formulation du modèle	132
V.3.1.2. Identification des paramètres du modèle	134
V.3.1.3. Résultats de l'identification	135
V.3.2. Modèle de Morel	136
V.3.2.1. Formulation du modèle	136
V.3.2.2. Identification des paramètres	138
V.3.2.3. Résultats de l'identification	139
V.3.3. Modèle de Findley	139

V.3.3.1. Formulation du modèle	139
V.3.3.2. Identification des paramètres.....	141
V.3.3.3. Résultats de l'identification.....	143
V.4. Prévisions de durée de vie	143
V.4.1. Synthèse des conditions d'essai en fatigue multiaxiale	143
V.4.2. Modèle de Fatemi-Socie	144
V.4.2.1. Prévisions pour des chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne.....	144
V.4.2.2. Prévisions en traction-torsion combinée	146
V.4.2.3. Prévisions pour des chargements multiaxiaux avec pression interne.....	147
V.4.3. Modèle de Morel.....	148
V.4.3.1. Prévisions pour des chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne.....	148
V.4.3.2. Prévisions en traction-torsion combinée	149
V.4.3.3. Prévisions pour des chargements multiaxiaux avec pression interne.....	150
V.4.4. Modèle de Findley	151
V.4.4.1. Prévisions pour des chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne.....	151
V.4.4.2. Prévisions en traction-torsion combinée	152
V.4.4.3. Prévisions pour des chargements multiaxiaux avec pression interne.....	153
V.4.5. Modèle de Kluger.....	154
V.4.5.1. Formulation du modèle	154
V.4.5.2. Identification des paramètres du modèle.....	156
V.4.5.3. Résultats de l'identification.....	156
V.4.5.4. Prévisions pour des chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne.....	157
V.4.5.5. Prévisions en traction-torsion combinée	158
V.4.5.6. Prévisions pour des chargements multiaxiaux avec pression interne.....	159
V.4.6. Un modèle de fatigue pour l'alliage 2618-T851	159
V.4.6.1. Formulation du modèle	159
V.4.6.2. Identification des paramètres du modèle.....	161
V.4.6.3. Résultats de l'identification.....	163
V.4.6.4. Prévisions pour des chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne.....	164
V.4.6.5. Prévisions en traction-torsion combinée	164
V.4.6.6. Prévisions pour des chargements multiaxiaux avec pression interne.....	165
V.5. Bilan comparatif des modèles de prévisions de durée de vie	166
V.5.1. Bilan du point de vue de l'identification.....	166

V.5.2.Bilan du point de vue des prévisions	167
V.5.2.1.Chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne	167
V.5.2.2.Chargements multiaxiaux	168
V.6.Conclusions.....	168
6 ^{EME} PARTIE : CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	171
REFERENCES	176

Liste des abréviations

E	Module d'Young
R_m	Résistance maximale de traction
R_{p0,2}	Limite d'élasticité conventionnelle à 0,2% de déformation plastique
R_{el}	Limite d'élasticité
R_x	Rapport de charge, x=σ (traction), τ (torsion) ou σ _p (pression interne)
Ra	Moyenne de rugosité arithmétique
R_e	Rayon externe
R_i	Rayon interne
f	Fréquence
ν_e	Coefficient de Poisson élastique
ν_p	Coefficient de Poisson plastique
A	Allongement à la rupture
G	Module de cisaillement
N_f	Nombre de cycles à rupture
σ^{alt}	Contrainte alternée de traction
τ^{alt}	Contrainte de alternée cisaillement (torsion)
σ^{moy}	Contrainte moyenne de traction
τ^{moy}	Contrainte moyenne de cisaillement (torsion)
σ_D	Limite d'endurance
σ₋₁	Limite d'endurance en traction purement alternée
τ₋₁	Limite d'endurance en torsion purement alternée
σ'_f, ε'_f	Coefficient de résistance/ductilité à la fatigue en traction
τ'_f, γ'_f	Coefficient de résistance/ductilité à la fatigue en cisaillement
b₀, c₀	Exposant de résistance/ductilité à la fatigue en cisaillement
τ_{ns}	Contrainte de cisaillement
σ^{max}_n	Contrainte normale maximale
σ_H	Pression hydrostatique
MEB	Microscope électronique à balayage

Rapport-Gratuit.com

Liste des Figures

Introduction

Figure 1 : Consommation des alliages d'aluminium par secteur d'utilisation en 2014 (en pourcentage)	2
Figure 2 : Exemple d'utilisation d'alliages d'aluminium dans la structure de la coque d'avion	2

1^{ère} Partie

Figure I. 1 : Traitement thermique appliqué à l'alliage 2618-T851	15
Figure I. 2 : Microstructure de l'alliage 2618-T61 (trempe + sous-revenu) après une mise	16
Figure I. 3 : Microstructure de l'alliage 2618-T6 (trempe + revenu) (Réactif W-Al) [36].....	17
Figure I. 4 : Microstructure de l'alliage 2618-T6, a) par microscope optique, b) par microscope électronique par réflexion [40].....	17
Figure I. 5 : Microstructure de l'alliage 2618-T851 par microscope électronique à balayage [16]	18
Figure I. 6 : Observation en microscopie électronique à transmission de dislocations autour d'une particule Al_9FeNi de l'alliage 2618-T6, $g = (020)$ et $B = [103]$ [36].....	19
Figure I. 7 : Courbes contrainte-déformation de l'alliage 2618-T61 à 25 et 200°C dans la direction longitudinale (L) et transverse (T) [37].....	20
Figure I. 8 : Schéma du montage d'anodisation [62]	22
Figure I. 9 : Morphologie de la couche anodique sur aluminium	23
Figure I. 10 : Micrographies MEB de l'évolution d'une particule intermétallique a)-cathodique, b)-anodique, l'alliage étudié n'est pas précisé [58]	24
Figure I. 11 : Morphologies de la couche d'oxyde de l'alliage 2618 [65]	24
Figure I. 12 : Mécanismes de colmatage à l'eau bouillante d'une couche anodique [63]	26
Figure I. 13 : Courbe S-N dite courbe de Wöhler	27
Figure I. 14 : Courbe de fatigue définissant la limite d'endurance [81]	28
Figure I. 15 : Illustration schématique des différents stades de la rupture en fatigue [82]	28
Figure I. 16 : Distribution de la déformation plastique dans le domaine oligocyclique et le domaine à grand nombre de cycles [81].....	29
Figure I. 17 : Nomenclature utilisée dans la caractérisation d'un chargement cyclique (sinusoïdal).....	30
Figure I. 18 : Influence de la rugosité après usinage sur la durée de vie en fatigue.....	31
Figure I. 19 : Amplitude de contrainte Vs contrainte moyenne de cisaillement de l'alliage ...	32
Figure I. 20 : Relation entre la déformation totale alternée et le nombre de cycles à rupture	33
Figure I. 21 : Faciès de rupture de deux éprouvettes testées, respectivement à déformation imposée; (a) 0.5% et (b) 0.8%, $T=200^{\circ}C$ [37]	34
Figure I. 22 : Courbe de contrainte-déformation de l'alliage 2618-T6 à température ambiante et à $N_f/2$ [40].....	35
Figure I. 23 : Variation de σ_m , σ_a et $\epsilon_{a,p}$ en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de déformation imposées [40]	35

Figure I. 24 : Courbe de Wöhler de l'alliage 2618-T6 extrudé dans les directions longitudinale et transverse à température ambiante [41].....	36
Figure I. 25 : Courbe de Wöhler d'après les résultats des essais en fatigue	37
Figure I. 26 : Courbes de fatigue de l'alliage 2024-T351 avant et après anodisation durant 30 min et : T=45°C, V=20 volts (a) et : T=40°C, V=30 volts (b) [108]	39
Figure I. 27 : Surfaces de rupture des éprouvettes anodisées, $\sigma^{alt} = 271,9$ MPa [114]	39
Figure I. 28 : Présence des particules de Al-Cu-Mn-Fe-Si(Mg) dans le substrat et des cavités après la dissolution des particules de Al ₂ Cu dans le film de l'alliage 2017 anodisé après recuit(a) et après vieillissement (b) [116].	40
Figure I. 29 : Courbes de fatigue obtenues en traction (a) et en flexion rotative (b)	41
Figure I. 30 : Courbes de fatigue de l'alliage 2024-T-351 sans traitement de surface,	41
Figure I. 31 : Courbes de fatigue de l'alliage 7050 à l'état usiné, décapé	42
Figure I. 32 : Observation fractographique de l'alliage 7050 décapé après rupture montrant une fissure amorcée à partir d'une cavité, Ra=0,8 μ m [112]	42
Figure I. 33: Représentation simplifiée des résultats des essais de traction biaxiale de l'alliage 7075 avec et sans déphasage, chargement 1 (Load1): 1.5-15 kN dans les deux axes d'après [118]	44
Figure I. 34 : Courbes de fatigue de l'alliage 2024 en phase (a) et avec déphasage de 90° (b) [122]	45
Figure I. 35 : Chargement de traction-torsion en phase sous différents rapports d'amplitude de contraintes (0,5 à gauche et 1 à droite) [122]	46
Figure I. 36 : Chargement de traction-torsion sous différents rapports d'amplitude de contrainte de l'alliage 6068 [93]	47
Figure I. 37 : Chargement de traction-torsion sous différents rapports d'amplitude de contrainte de l'alliage 2017 [93]	47

2ème Partie

Figure II. 1 : Microstructure 3D de l'alliage 2618-T851	54
Figure II. 2 : Observations MEB de l'alliage 2618-T851 dans une section transverse	54
Figure II. 3 : Cartographie de l'alliage 2618-T851	55
Figure II. 4 : Répartition de la densité et le ratio largeur/longueur des particules dans les sens longitudinal et transversal de l'alliage 2618-T851	56
Figure II. 5 : Géométrie des éprouvettes utilisées dans les essais de traction,	57
Figure II. 6 : Courbes de traction et de compression monotone	57
Figure II. 7 : Courbe de torsion monotone	58
Figure II. 8 : Image MEB et analyse EDX de l'alliage 2618-T851 décapé	59
Figure II. 9 : Observation MEB de la surface d'une éprouvette en alliage 2618-T851 anodisé (oxydation anodique)	60
Figure II. 10 : Couche anodique d'une éprouvette anodisée testée en traction cyclique, $\sigma^{alt} = 100$ MPa, $R_\sigma = 0.1$, Ra=0.8 μ m et f=10 Hz	61
Figure II. 11 : Présence de défauts dans la couche de l'alliage 2618-T851 anodisé	61

Figure II. 12 : Evolution du pourcentage massique de l'aluminium et de l'oxygène en travers de la couche d'une éprouvette anodisée de l'alliage 2618-T85	62
Figure II. 13 : Evolution du pourcentage atomique du zirconium et du chrome en travers	62
Figure II. 14 : Images MEB de la surface externe de la couche d'une éprouvette	63
Figure II. 15 : Image MEB de la surface d'une éprouvette imprégnée de l'alliage 2618	63
Figure II. 16 : Image MEB de la surface externe de la couche d'une éprouvette	64
Figure II. 17 : Image MEB de la surface d'une éprouvette colmatée de l'alliage 2618-T851	65
Figure II. 18 : Evolution de pics de diffraction en surface obtenu sur une éprouvette colmatée	66
Figure II. 19 : Contraintes résiduelles maximales mesurées pour chaque état de surface de l'alliage 2618-T851, a) $\varphi=0^\circ$ et b) $\varphi=90^\circ$ - Méthode DRX	66

3^{ème} Partie

Figure III. 1 : Schéma descriptif de la machine de fatigue MTS-809	70
Figure III. 2 : Machine de fatigue MTS-809	71
Figure III. 3 : Intensificateur de pression interne	71
Figure III. 4 : Géométrie des éprouvettes utilisées dans les essais intégrant la pression interne	72
Figure III. 5 : Géométrie et dimensions des têtes d'éprouvette	72
Figure III. 6 : Evolution de $\sigma\theta\theta$ dans une éprouvette tubulaire	73
Figure III. 7 : Système de coordonnées cylindriques pour la détermination	74
Figure III. 8 : Etat de contraintes analytiques suivant l'épaisseur de l'éprouvette ($P=24,4$ MPa)	74
Figure III. 9 : Etat de contraintes analytiques et numériques suivant l'épaisseur	75
Figure III. 10 : Courbes de fatigue en traction ondulée ($R_\sigma=0.1$) pour les rugosités	77
Figure III. 11 : Courbes de fatigue en traction-compression ($R_\sigma=-2$) pour les rugosités	77
Figure III. 12 : Faciès de rupture d'une éprouvette testée en traction cyclique,	78
Figure III. 13 : Faciès de rupture d'éprouvettes testées en traction cyclique,	78
Figure III. 14 : Zones d'amorçage, de propagation et de rupture finale d'une éprouvette usinée,	79
Figure III. 15 : Zones d'amorçage, de propagation et de rupture finale d'une éprouvette	79
Figure III. 16 : Courbes de fatigue en traction ($R_\sigma=0.1$) à l'état T851	80
Figure III. 17 : Résultats des essais en traction cyclique sous différents rapports	80
Figure III. 18 : Courbe de fatigue en traction cyclique sur éprouvettes décapées	81
Figure III. 19 : Zone d'amorçage d'une éprouvette décapée, $\sigma^{alt}=130$ MPa et $R_\sigma=0.1$	82
Figure III. 20 : Analyse EDX de la zone d'amorçage d'une éprouvette décapée,	82
Figure III. 21 : Surface d'une éprouvette après décapage	83
Figure III. 22 : Courbe de fatigue en traction cyclique sur éprouvettes anodisées	83
Figure III. 23 : Sites de propagation de fissures d'une éprouvette anodisée,	85
Figure III. 24 : Sites d'amorçage de fissures d'une éprouvette anodisée,	85
Figure III. 25 : Analyse EDX de l'une des zones d'amorçage d'une éprouvette anodisée,	86
Figure III. 26 : Résultats de fatigue en traction sur éprouvettes anodisées et imprégnées	87

Figure III. 27 : Sites de propagation de fissures d'une éprouvette imprégnée,	87
Figure III. 28 : Sites d'amorçage de fissures d'une éprouvette imprégnée,	88
Figure III. 29 : Courbe de fatigue en traction cyclique sur éprouvettes anodisées	88
Figure III. 30 : Eprouvette colmatée, $\sigma^{alt}=100$ MPa et $R_\sigma=0.1$	89
Figure III. 31 : Résultats des essais en torsion ($R_\tau=-1$) pour les rugosités de 0.8 et 6.3 μm	90
Figure III. 32 : Illustration d'une éprouvette sollicitée en torsion ($R_a=6.3$ μm)	91
Figure III. 33 : Marques d'abrasion après rupture finale d'une éprouvette brute	91
Figure III. 34 : Site d'amorçage d'une éprouvette brute d'usinage testée en torsion	92
Figure III. 35 : Site d'amorçage d'une éprouvette brute d'usinage testée en torsion	92
Figure III. 36 : Courbe de fatigue en torsion cyclique sous différents	93
Figure III. 37 : Résultats de traction pure et de torsion pure sous le même rapport	93
Figure III. 38 : Résultats de traction pure obtenue par diagramme de Haigh et de torsion pure	94
Figure III. 39 : Courbe de fatigue en torsion cyclique sous les différents traitements	95
Figure III. 40 : Faciès de rupture d'une éprouvette imprégnée,	96
Figure III. 41 : Faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,	97
Figure III. 42 : Faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,	97
Figure III. 43 : Courbe de fatigue en pression interne cyclique	98
Figure III. 44 : Fissuration des éprouvettes testées en pression interne pure	99
Figure III. 45 : Analyse MEB de faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,	100
Figure III. 46 : Evolution des contraintes orthoradiale et radiale suivant le rayon r lors	100
Figure III. 47 : Zones d'amorçage d'une éprouvette colmatée,	101
Figure III. 48 : Zones d'amorçage d'une éprouvette colmatée,	101
Figure III. 49 : Zones d'amorçage d'une éprouvette colmatée,	101
Figure III. 50 : Zones d'amorçage d'une éprouvette colmatée,	102
Figure III. 51 : Fissures secondaires à la surface externe d'une éprouvette	103
Figure III. 52 : Fissures secondaires à la surface interne d'une éprouvette	103
Figure III. 53 : Résultats des essais en traction et en pression à l'état colmaté,	104

4^{ème} Partie

Figure IV. 1 : Exemple d'un chargement alterné en traction-torsion combinée	109
Figure IV. 2 : Exemple d'un chargement alterné en traction-torsion combinée	109
Figure IV. 3 : Exemple d'un chargement alterné en traction-torsion combinée	110
Figure IV. 4 : Définition des contraintes de cisaillement et normale dans plan D	111
Figure IV. 5 : Evolution de la contrainte maximale de cisaillement dans le plan D	111
Figure IV. 6 : Effet du déphasage et du rapport d'amplitude de contrainte	112
Figure IV. 7 : Effet du déphasage en traction-torsion combinés avec une contrainte moyenne	113
Figure IV. 8 : Faciès de rupture d'une éprouvette brute d'usinage testée	114
Figure IV. 9 : Abattement de la durée de vie en traction pure et en	115
Figure IV. 10 : Effet du rapport de l'amplitude de contrainte	116
Figure IV. 11 : Résultats des essais de traction-pression interne	117

Figure IV. 12 : Zone d'amorçage d'une éprouvette usinée,	117
Figure IV. 13 : Zone d'amorçage d'une éprouvette usinée,	118
Figure IV. 14 : Les deux faciès de rupture d'une éprouvette usinée,	118
Figure IV. 15 : Multi-sites d'amorçage de fissures d'une éprouvette colmatée,	119
Figure IV. 16 : Zones d'amorçage de fissures à partir de la couche d'oxyde	119
Figure IV. 17 : Résultats des essais de torsion-pression interne	120
Figure IV. 18 : Zone d'amorçage d'une éprouvette usinée,	121
Figure IV. 19 : Faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,	122
Figure IV. 20 : Faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,	122
Figure IV. 21 : Vue depuis l'extérieur d'un faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,	122
Figure IV. 22 : Fissuration à 45° de la couche d'oxyde d'une éprouvette colmatée,	123
Figure IV. 23 : Exemple de fissure secondaire d'une éprouvette colmatée,	123
Figure IV. 24 : Résultats des essais de traction-torsion-pression interne	124
Figure IV. 25 : Origine d'amorçage d'une éprouvette usinée,	125
Figure IV. 26 : Zones d'amorçage d'une éprouvette colmatée,	125
Figure IV. 27 : Faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,	126
Figure IV. 28 : Trajet de fissuration de deux éprouvettes testées en traction-torsion	127

5^{ème} Partie

Figure V. 1 : Graphe de comparaison entre durées de vie expérimentales	132
Figure V. 2 : Schéma représentant le comportement d'une fissure	133
Figure V. 3 : Courbe de torsion exprimée dans une échelle log-log et utilisée pour	135
Figure V. 4 : Evolution de k en fonction de N	136
Figure V. 5 : Résultats d'identification à partir de la traction -2 et la torsion -1	136
Figure V. 6 : Illustration du concept de critère de type plan critique méso-macro	137
Figure V. 7 : Coordonnées sphérique du vecteur \mathbf{n} normal au plan Δ [136]	138
Figure V. 8 : Trajet de la contrainte de cisaillement C agissant sur le plan Δ	138
Figure V. 9 : Résultats d'identification à partir de la traction -2 et la torsion -1	139
Figure V. 10 : Présentation du plan critique et les contraintes correspondantes	140
Figure V. 11 : Schéma de la méthode MRH [124]	141
Figure V. 12 : Définition du plan critique repéré par l'angle ψ	142
Figure V. 13 : Résultats d'identification à partir de la traction -2	143
Figure V. 14 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	145
Figure V. 15 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	145
Figure V. 16 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	146
Figure V. 17 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	147
Figure V. 18 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	148
Figure V. 19 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	149
Figure V. 20 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	149
Figure V. 21 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	150
Figure V. 22 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	151
Figure V. 23 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	152

Figure V. 24 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	153
Figure V. 25 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	154
Figure V. 26 : Contraintes normale et cisaillement exprimées dans le plan critique	155
Figure V. 27 : Résultats d'identification à partir de la	157
Figure V. 28 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	157
Figure V. 29 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	158
Figure V. 30 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	159
Figure V. 31 : Présentation du plan critique	160
Figure V. 32 : Evolution de B, K, K_1 et K_2 en fonction du nombre de cycles N	162
Figure V. 33 : Résultats d'identification à partir de la traction $R_\sigma = -2$ et 0,1	163
Figure V. 34 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	164
Figure V. 35 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental	165
Figure V. 36 : Histogramme de la bande de dispersion pour les différents modèles	166
Figure V. 37 : Histogramme de la bande de dispersion pour les différents modèles	167
Figure V. 38 : Histogramme de la bande de dispersion pour les différents modèles en traction-torsion et en traction et/ou torsion et pression interne, la dispersion moyenne est rapportée sur les axes	168

Liste des Tableaux

Introduction

Tableau 1 : Répartition massique des différents alliages dans certains appareils d'Airbus ²	3
--	---

1^{ère} Partie

Tableau I. 1 : Composition chimique de l'alliage 2618 [16]	15
Tableau I. 2 : Paramètres cristallographiques des phases de l'alliage 2618 [36]	16
Tableau I. 3 : Composition atomique des composés intermétalliques de l'alliage 2618-T6 mesurée par analyses EDX et par microsonde électronique (EPMA) (microsonde de Castaing) [56]	18
Tableau I. 4 : Propriétés mécaniques de l'alliage 2618-T851	18
Tableau I. 5 : Propriétés mécaniques de l'alliage 2618-T61 dans les différentes directions à 25°C et 200°C [37]	20
Tableau I. 6 : Propriétés mécaniques de l'alliage 2618 dans les directions transverse et longitudinale [41]	37
Tableau I. 7 : Résultats des essais en fatigue de l'alliage 2618-T6	37
Tableau I. 8 : Résultats des essais de traction biaxiale de l'alliage 7075 avec et sans déphasage, chargement 1 (Load1): 1.5-15 kN et chargement 2 (Load2) : 3-30 kN [118]	44
Tableau I. 9 : Quelques cas de comparaison de la participation de torsion dans un chargement combiné de traction-torsion d'après [122]	46
Tableau I. 10 : Quelques cas de comparaison de l'effet de λ dans le cas des alliages 6068 et 2017 dans un chargement combiné de traction-torsion d'après [93]	47

2^{ème} Partie

Tableau II. 1 : Composition chimique (at. %) de l'alliage 2618-T851 étudié	53
Tableau II. 2 : Composition métallurgique d'une particule grossière de l'alliage 2618-T851 obtenue par analyse MEB-EDX	55
Tableau II. 3 : Dimensions des particules grossières dans différentes directions de l'alliage 2618-T851	56
Tableau II. 4 : Propriétés mécaniques en traction/compression de l'alliage 2618-T851	58
Tableau II. 5 : Propriétés mécaniques en torsion de l'alliage 2618-T851	58
Tableau II. 6: Analyse EDX de la surface de l'alliage 2618-T851 décapé dans le Socosurf A1858/A1806 (teneurs exprimées en pourcentage atomique)	59
Tableau II. 7: Paramètres de détermination des contraintes résiduelles sur toutes	65

3^{ème} Partie

Tableau III. 1 : Gradient de contrainte orthoradiale dans l'épaisseur de l'éprouvette pour	76
--	----

Tableau III. 2 : Abattement de la durée de vie en traction pure	89
Tableau III. 3 : Nombre de sites d'amorçage en pression interne	99

4^{ème} Partie

Tableau IV. 1 : Résultats des essais en traction-torsion combinés sur éprouvettes usinées	109
Tableau IV. 2 : Résultats des essais en tension-torsion combinée	114
Tableau IV. 3 : Résultats des essais en traction-pression interne combinées	116
Tableau IV. 4 : Résultats des essais en torsion-pression interne combinés	120
Tableau IV. 5 : Résultats des essais en traction-torsion-pression interne combinées	124
Tableau IV. 6 : Résultats des essais combinés en traction-torsion-pression interne	124

5^{ème} Partie

Tableau V. 1 : Valeurs de $\tau f'$ et b_0	135
Tableau V. 2 : Différentes combinaisons de chargement utilisées	144

INTRODUCTION

INTRODUCTION

Introduction

L'aluminium et ses alliages sont incontestablement les plus importants en tonnage des métaux non ferreux et cette prédominance est en croissance. Ils sont largement utilisés dans les secteurs des transports, de la construction, de l'emballage et de la vie quotidienne (figure 1). Cela s'explique notamment par le ratio élevé entre la résistance mécanique et la densité, autrement dénommé résistance spécifique, qui représente une caractéristique essentielle dans un objectif de réduction des masses embarquées et donc d'augmentation des performances du système. Le domaine aéronautique est donc tout naturellement un domaine où l'usage des alliages d'aluminium est particulièrement important (figure 2).

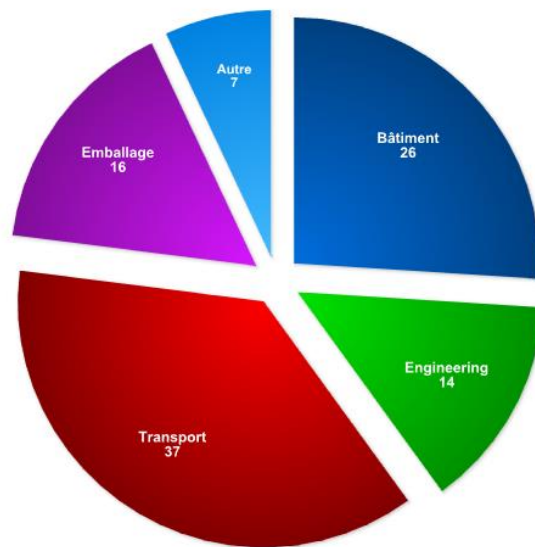


Figure 1 : Consommation des alliages d'aluminium par secteur d'utilisation en 2014 (en pourcentage)¹

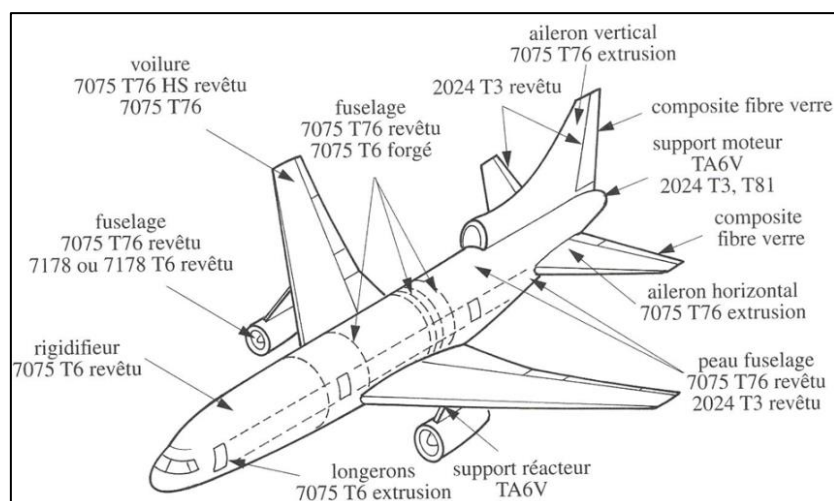


Figure 2 : Exemple d'utilisation d'alliages d'aluminium dans la structure de la coque d'avion²

¹ Source : L'industrie en chiffres, le portail de l'aluminium en France, disponible sur : <<http://www.aluminium.fr/industrie/industrie-chiffres>> (Consulté en Avril 2019).

INTRODUCTION

Ainsi, pour la plupart des familles d'appareils d'Airbus Industries, le nombre d'éléments de structure en alliage d'aluminium est tel que la masse utilisée peut atteindre jusqu'à 75 % de la masse totale de la structure. Il doit en être de même chez le principal concurrent Boeing. A titre d'exemple, le tableau 1 présente la répartition massique de différents matériaux dans plusieurs familles d'avion Airbus.

Appareils	Alliages Al	Alliages Ti	Composites org	Aciers	Autres
A310	67 %	5 %	10 %	13 %	5 %
A320	58 %	6 %	20 %	13 %	3 %
A330/A340	73 %	6,5 %	10 %	7,5 %	3 %

Tableau 1 : Répartition massique des différents alliages dans certains appareils d'Airbus²

Outre les sollicitations mécaniques et aérodynamiques liées à leur utilisation, les structures aéronautiques sont de plus fortement sollicitées par leur environnement : tant à l'intérieur qu'à l'extérieur, du coca-cola renversé et s'immisçant dans les rails de fixation des sièges au frottement des couches limites sur la voilure, la structure est agressée et il est impératif de la protéger contre la corrosion, la couche naturelle d'alumine étant bien trop mince (quelques nanomètres) pour qu'à elle seule elle puisse garantir la longévité de la tenue à la corrosion.

Afin d'améliorer la résistance à l'usure et à la corrosion des surfaces, on a recours le plus souvent au procédé d'anodisation. Ce terme couvre en fait une succession d'étapes qui inclue un dégraissage, un décapage, une phase d'oxydation anodique, éventuellement une phase d'imprégnation – coloration et enfin un colmatage. L'épaisseur de la couche d'oxyde formée peut atteindre quelques dizaines de microns et sa qualité est fortement dépendante de l'alliage et des paramètres de traitement tels que la nature du bain, la température de ce bain et de la tension aux bornes du circuit anodique, mais aussi des paramètres retenus pour chacune des étapes du procédé. Selon l'alliage et le choix des paramètres dans leur ensemble, des piqûres peuvent se former à l'interface entre le substrat et la couche ou bien un réseau de faïençage peut se former en surface générant en surface de pièces un endommagement initial pouvant considérablement affecter la résistance mécanique et en particulier la résistance à la fatigue.

Or c'est précisément cette caractéristique qui pilote le dimensionnement des éléments de structure. Elle caractérise l'aptitude du matériau à pouvoir supporter des chargements de direction et d'intensité variables dans le temps et il est particulièrement difficile de pouvoir

² Source : Les Alliages et Matériaux Composites utilisés dans l'aéronautique, disponible sur : <<http://aeronautiques2.free.fr/Alliages.php>> (Consulté en Avril 2019).

INTRODUCTION

prédire la durée de vie d'une structure soumise à ces conditions tant les paramètres d'influence sont nombreux : entre autres, nous pouvons citer la microstructure de l'alliage, la nature du chargement et l'intégrité de surface de l'élément de structure caractérisée par la microgéométrie et l'état mécanique. Pour les éléments des structures aéronautiques, soumis à des chargements multiaxiaux fortement variables, il est exigé un très haut niveau de sécurité vis-à-vis de la rupture par fatigue et leur dimensionnement requiert, quelle que soit la méthode (IQF 'Indice de Qualité en Fatigue' ou critère de fatigue multiaxiale), une parfaite connaissance du comportement en fatigue de l'alliage constitutif et notamment la sensibilité de ce dernier à différents facteurs d'influence dont en particulier la microgéométrie de surface, communément dénommée rugosité, la microstructure de l'alliage au droit des points chauds, la présence de contraintes résiduelles dans ces zones ; tous ces facteurs résultent de la succession des étapes nécessaires à l'obtention de l'élément de structure et de sa surface à partir de laquelle, le plus souvent, les fissures de fatigue peuvent s'amorcer.

Dans ce contexte, l'objectif scientifique de la thèse est d'étudier le comportement en fatigue multiaxiale de l'alliage d'aluminium 2618-T851 avec prise en compte de la nature de la surface : par nature, nous entendons surface usinée ou surface usinée et traitée par oxydation anodique ce qui correspond à la nature des surfaces mises en service sur les avions. Une attention particulière a été apportée à la caractérisation du (des) mécanisme(s) d'amorçage des fissures de fatigue. Tout ce travail d'investigation et de caractérisation est présenté dans ce mémoire de thèse.

Une fois le comportement en fatigue multiaxiale caractérisé, nous nous sommes attachés à confronter les résultats de l'expérience aux prévisions que pouvaient fournir un certain nombre de critères de fatigue classiquement utilisés dans le domaine de la mécanique. Nous présentons également dans ce mémoire les résultats de ces confrontations.

Le premier chapitre de ce mémoire de thèse est classiquement dédié à l'étude bibliographique et est divisé en huit parties. Les trois premières parties visent à donner, dans un premier temps, un aperçu global sur les alliages d'aluminium puis un aperçu sur les alliages de la série 2xxx et se focalise finalement sur l'alliage de notre étude, l'alliage 2618, ses propriétés mécaniques et ses caractéristiques microstructurales. La description complète d'un traitement d'anodisation des alliages d'aluminium, depuis la phase de décapage jusqu'à celle de colmatage est présentée dans la quatrième partie de ce chapitre bibliographique. La cinquième partie porte sur le comportement en fatigue des alliages métalliques et plus particulièrement des alliages d'aluminium, sous chargements uniaxiaux. Nous y abordons notamment les effets de la rugosité et du rapport de contrainte. Nous terminons cette revue par un focus sur le

INTRODUCTION

comportement en fatigue uniaxiale de l'alliage 2618. La sixième partie est exclusivement consacrée à l'influence des traitements d'anodisation sur la tenue en fatigue uniaxiale des alliages d'aluminium en y présentant les principales causes identifiées de l'abatement de la résistance en fatigue qui est quasiment systématiquement observé.

La septième partie s'intéresse à la fatigue multiaxiale et aux effets du déphasage et du rapport d'amplitude de contrainte sous chargement biaxial. Enfin, la dernière partie décrit brièvement les différents types de modèles de prévision de durée de vie.

Le deuxième chapitre de ce mémoire est consacré à la présentation et la caractérisation de l'alliage d'aluminium 2618 qui nous a été fourni. Nous y traitons de sa microstructure et de ses propriétés mécaniques mais aussi du traitement d'anodisation qui a été mis en œuvre. Dans ce même chapitre, nous présentons également les résultats de la caractérisation des surfaces traitées tant du point de vue géométrique que du point de vue microstructural et ce après chaque étape du processus de création de la surface (usinage puis traitement de surface). Chaque étape pouvant introduire des contraintes résiduelles, celles-ci ont été systématiquement mesurées en DRX ; ces mesures après chaque étape sont également présentées dans ce chapitre.

Le troisième chapitre présente les résultats de l'étude en fatigue uniaxiale sous trois types de chargement : en traction alternée et ondulée, en torsion alternée et ondulée et enfin sous pression interne (ondulée). Pour caractériser l'influence de la rugosité, les éprouvettes ont été usinées avec trois niveaux de rugosité. Une fois cette influence caractérisée, les éprouvettes destinées à subir les différentes étapes du procédé d'anodisation ont été usinées avec une même rugosité de référence. Les résultats des essais pour chaque type de surface (usinée, décapée, oxydée, imprégnée, colmatée) sont systématiquement décrits et analysés, tant du point de vue mécanique que du point de vue fractographique.

Le quatrième chapitre est quant à lui consacré aux résultats des essais en fatigue multiaxiale obtenus pour les états usinés et colmatés, les éprouvettes ayant été usinées avec l'état de surface de référence. Quatre types de chargement ont été mis en œuvre : traction-torsion (avec et sans déphasage), traction-pression interne, torsion-pression interne et traction-torsion-pression interne. Là encore, les résultats de ces essais sont systématiquement décrits et analysés.

INTRODUCTION

Le dernier chapitre de ce mémoire est consacré à la mise en œuvre de différents critères de fatigue multiaxiale en vue de faire des prévisions de durée de vie en fatigue multiaxiale pour l'alliage 2618 à l'état usiné exclusivement. Parmi les différents critères présentés dans la revue bibliographique, nous en avons retenu trois dans un premier temps ; tous appartiennent à la famille des critères basés sur la recherche d'un plan critique : celui de Findley, historiquement le premier de cette famille de critère, le critère de Fatemi-Socie largement employé outre-Atlantique et celui de Morel, critère relativement récent développé aux Arts et Métiers (ENSAM - Angers). La mise en œuvre de tous ces critères est présentée dans ce dernier chapitre en y intégrant la phase d'identification. Dans un second temps, face aux prévisions fournies par ces trois critères, nous avons mis en œuvre le critère de Kluger : il est également développé confronté à l'expérience et présenté dans ce chapitre. A la suite de quoi, nous présentons un critère développé à partir du critère de Kluger que nous nommerons modestement le critère de MALEK et qui, comme les autres, a été confronté à l'expérience. Toutes les prévisions fournies par ces critères sont présentées et analysées en détail et de façon comparative ce qui nous a permis de classer ces critères selon un critère rigoureux.

1^{ERE} PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1. Les alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium sont largement utilisés dans une grande variété d'applications et notamment dans l'industrie aéronautique grâce à leurs bonnes propriétés mécaniques et leur faible densité. Il existe plusieurs familles qui diffèrent chacune de l'autre par la nature des principaux éléments d'alliages. Pour sélectionner et spécifier un alliage avec des propriétés spécifiques pour une application donnée, il est essentiel de définir sa composition et la nature du traitement thermique. Ceci est donc réalisé par un système de désignation normalisé [1].

Le caractère mondial du marché européen a exigé un système de désignation commun. Pour sa simplicité et sa flexibilité, le système de désignation des alliages de corroyage créé en 1954 par l'Association nord-américaine de l'aluminium (Aluminium Association-AA) [2] a été adopté en 1970 par l'Organisation internationale de normalisation (International Organisation for Standardization-ISO) [1, 2].

En 1985, les états membres de la Communauté européenne ont décidé d'adopter des normes européennes harmonisées à la place de leurs normes nationales respectives. Pour l'aluminium de corroyage, le comité européen de normalisation (CEN) [1] a adopté le système de désignation AA composée de quatre chiffres, c'est la désignation que nous allons utiliser dans cette thèse.

Le premier chiffre définit le ou les principaux constituants d'alliage, les catégories suivantes étant définies [1, 2] :

- 1xxx, aluminium pur (99% ou plus)
- 2xxx, aluminium-cuivre
- 3xxx, aluminium-manganèse
- 4xxx, aluminium-silicium
- 5xxx, aluminium-magnésium
- 6xxx, aluminium-magnésium-silicium
- 7xxx, aluminium-zinc
- 8xxx, aluminium-autres éléments

Dans les désignations du type 1xxx, le deuxième et troisième chiffre indiquent une teneur minimale en aluminium (99.00% ou plus), par exemple, l'alliage 1700 contient au moins 99.70% Al.

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Dans les autres désignations (de 2xxx à 8xxx), le deuxième chiffre est réservé aux modifications de la composition de l'alliage³ et les deux derniers chiffres servent à repérer les alliages individuels dans le groupe. La lettre A peut suivre les 4 chiffres de la désignation numérique, par exemple 2618A. Il s'agit alors d'une composition légèrement différente et spécifique à un pays ou à un producteur, et parfois AA qui veut dire Aluminum Association. Ces familles d'alliages sont regroupées de la façon suivante : les alliages non susceptibles de durcissement structural par traitement thermique et ceux qui le sont. Les alliages de la série 2xxx auxquels nous allons nous intéresser à présent font partie de ces derniers.

I.2. Les alliages d'aluminium de la série 2xxx

Le besoin en alliages à hautes caractéristiques mécaniques et faible densité a toujours été très fort. Les alliages aluminium présentent ces propriétés attractives. Parmi ces alliages, les alliages de la série 2xxx qui sont largement utilisés dans l'aéronautique [3, 4, 5], atteignent leurs propriétés mécaniques et leurs qualités d'usage optimales après traitement thermique, le durcissement structural étant assuré par précipitation de particules intermétalliques [3, 4]. Néanmoins, leur résistance à la corrosion est faible et dans certaines conditions, ils peuvent faire l'objet de corrosion intergranulaire [3, 6]. La corrosion intergranulaire est causée par la perte de cuivre ou de magnésium dans les zones proches des joints de grains ce qui crée un potentiel électrochimique anodique [6]. Les alliages de la série 2xxx sont donc généralement peints ou « anodisés ». Leurs propriétés mécaniques sont similaires et parfois excèdent celles des aciers à faible teneur en carbone [3] mais ramenées à la densité de l'alliage (2,8 contre 7,8 pour les aciers), ces alliages deviennent très performants ce qui justifie leur fort taux d'emploi. Les nuances les plus courantes de cette série sont les alliages 2017 [7, 8], 2024 [9, 10], 2214 [11, 12], 2219 [13, 14] et 2618 [15, 16, 17].

I.3. L'alliage d'aluminium 2618

I.3.1. Historique (1939-2019)

L'alliage 2618 a été mis au point à l'origine par Rolls-Royce (dénomination RR58 ou Hiduminium RR58) en 1939 pour les pièces matricées de réacteurs (disques et aubes de compresseur). Il est utilisé depuis dans des applications dans les domaines les plus variés

³ Source : Euralliage, Normalisation des alliages d'aluminium, disponible sur : <http://www.euralliage.com/normalumin.htm> (consulté en Juin 2018).

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

(dans le Concorde supersonique, cet alliage intervient pour 75 % de la masse de la structure) du fait de ses différentes propriétés :

- bonne résistance au fluage de 110 à 150°C et pour des durées atteignant 30 000 h.
- bonne résistance à la fatigue à la température ambiante et à chaud.
- bonne stabilité thermique des caractéristiques mécaniques, même après maintien de plusieurs dizaines de milliers d'heures à 130°C.
- bonne résistance à la corrosion sous tension [18].

Il est souvent utilisé en aéronautique et pour l'industrie de l'armement [17, 18, 19, 20], par exemple : dans les structures d'avions, les carters de protection, les tôles de fuselage, les pièces tournantes de l'avion, les pistons, les turbocompresseurs...

L'alliage 2618 est étudié depuis son développement. Les principaux résultats concernant son comportement mécanique et sa microstructure sont présentés ci-dessous dans un ordre chronologique et de façon la plus exhaustive que nous ayons pu : la première publication scientifique que nous ayons pu trouver date de 1966.

- Lumm (1966) [21] a étudié les propriétés mécaniques de l'alliage 2618 forgé à température ambiante et à hautes températures et a montré que l'alliage garde ces propriétés à 204 °C.
- Doyle (1969) [22, 23] a travaillé sur le développement de l'alliage RR-58 (2618) utilisé pour une application pour Concorde.
- Royster (1969) [24] a travaillé sur la détermination des propriétés mécaniques et la résistance au fluage de trois alliages d'aluminium (2618, 2020 et 2024) à 93 et 204 °C.
- Rhodes et Radon (1979) [25] ont étudié l'influence de l'environnement sur la vitesse de propagation des fissures dans l'alliage 2618-T651 (RR-58) en statique et en fatigue. Ils ont montré que l'alliage a une faible ténacité et une résistance faible à la propagation de fissures.
- Robin et Pluvinage (1980) [26] et Bathias (1981) et al [27] ont étudié la propagation de fissure en fatigue dans l'alliage 2618-T651. Ils ont analysé l'influence de la taille du grain, de la contrainte moyenne, de la microstructure, de la fréquence et de l'environnement sur la valeur seuil du facteur d'intensité de contrainte, et ont trouvé que la valeur seuil est influencée par le rapport de charge.

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

- Leng et al (1990-1995) [28, 29] ont étudié la déformation en traction de l'alliage 2618 à hautes températures et la propagation de fissures de fluage. Ils ont trouvé que le mode dominant dans la propagation de fissure de fluage est la rupture intergranulaire et que la vitesse de propagation de fissure de fluage augmente avec l'augmentation de la température.
- Underhill et al (1993) [30] ont étudié l'évolution de la microstructure de l'alliage d'aluminium 2618 formé par pulvérisation en fonction de paramètres de procédé. Il a été observé que la porosité, la taille des grains et la taille des particules intermétalliques étaient sensibles aux conditions du procédé; ils ont identifié des particules intermétalliques prédominantes de type Al_9FeNi dont la taille diminuait avec l'augmentation de la teneur en fer.
- Oguocha et Yannacopoulos (1996) [31] ont étudié la structure de la phase Al_xFeNi dans l'alliage 2618 et ont montré que cette phase a une structure monoclinique.
- Kazanjian et al (1997) [32] ont évalué un nouvel alliage d'aluminium pour remplacer l'alliage 2618 dans les structures d'un avion supersonique; ils ont étudié le comportement au fluage de l'alliage 2618 et des versions modifiées de l'alliage 2519.
- Cavaliere (2002) [33] a analysé la formabilité de l'alliage 2618 à hautes températures par torsion après la mise en solution de l'alliage.
- Djakovic (2005) [34] a étudié l'alliage 2650 (alliage 2618 modifié) pour identifier les mécanismes d'endommagement et établir qualitativement leur importance/dominance sous différentes conditions de chargement pendant le fluage.
- Özbek (2007) [20] a travaillé sur la mise en solution de l'alliage 2618 pour caractériser sa microstructure en fonction des conditions de traitement thermique. L'analyse EDX a montré la présence de particules intermétalliques de type Al_9FeNi .
- Wang et al. (2008) [35] ont étudié les effets du traitement de vieillissement sur la microstructure et les propriétés de l'alliage.
- Feng (2009) [19] a réalisé une caractérisation microstructurale de l'alliage par des analyses microscopiques et a révélé la présence en plus de la matrice d'aluminium, d'une phase eutectique lamellaire Al/Al_2CuMg et de composés riches en fer, en nickel et en cuivre. Après

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

un traitement d'homogénéisation durant 16 heures à 520°C, la phase eutectique se dissout dans la matrice et les intermétalliques contenant le fer et le nickel restent toujours dans la microstructure.

- Novy et al. (2009) [36] ont étudié les changements de microstructure durant le vieillissement et le fluage et ont montré que la majorité des intermétalliques sont de type Al_9FeNi . Cette phase améliore significativement les propriétés mécaniques de l'alliage et réduit la croissance indésirable des grains à hautes températures. La microstructure après fluage est composée de grains primaires de la phase α entourés par des précipités intergranulaires.

- Aghaie-Khafri et Zargaran (2010) [37] ont étudié le comportement en fatigue oligocyclique de l'alliage 2618 à haute température ; ils ont constaté la présence importante des particules Al_9FeNi qui ne sont pas dissoutes entièrement après la mise en solution à 530°C durant 24 heures et que la rupture est principalement ductile avec une grande densité de micro-cupules.

- Salas-Zamarripa (2011) [38] a identifié les modes de rupture de l'alliage 2618-T6 soumis à des essais de fatigue en traction ondulée à température ambiante et à haute température. Il a montré que la contribution de la rupture ductile intergranulaire est plus significative à température ambiante qu'à température élevée (200°C). Un seul site d'amorçage de fissure a été remarqué à température ambiante et des multi-sites ont été identifiés à haute température.

- Khalil et Lang (2011) [17] ont étudié l'alliage 2618-T6 utilisé dans les turbocompresseurs, à hautes températures. Les éprouvettes ont été prélevées dans trois différentes zones de la pièce analysée (bord, transition et cœur). Ils ont montré que la durée de vie, le développement d'endommagement en fatigue et le comportement en fatigue oligocyclique sont influencés par la microstructure locale.

- Garcia (2011) [39] a analysé le comportement en fatigue à hautes températures et a déterminé l'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la température qui restent bonnes à 200°C.

- Khalil (2014) [40] a étudié le comportement en fatigue oligocyclique de l'alliage 2618-T6 à haute température avec une étude préliminaire à température ambiante.

- Zeng (2014) [41] a travaillé sur le comportement en fatigue à température ambiante de l'alliage 2618 standard et modifié contenant du zirconium, sous un chargement de flexion rotative purement alternée. La modification de la microstructure a un effet sur la résistance en fatigue et la différence de propriétés mécaniques de l'alliage modifié est due aux

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

concentrations de contraintes dans les frontières entre les zones recristallisées et non recristallisées.

- Elgallad (2014) [42] a conclu que la présence des particules grossières influence négativement les propriétés mécaniques de l'alliage 2618 avant la mise en solution. Ces propriétés sont améliorées après le traitement qui permettait la dissolution de quelques particules.

- Cooke (2016) [43] a développé un procédé de métallurgie de poudre et a testé l'alliage 2618 et deux autres alliages (sans et avec l'addition du silicium) ; il a déterminé l'influence du procédé sur la densité de l'alliage et l'effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques et les a comparées à celles de l'alliage 2618.

- Viroulaud (2016) [16] a étudié l'influence des prétraitements usuels sur la conversion TCP (Trivalent Chromium Process) appliquée aux alliages 2618 et 2024 afin de déterminer l'état de surface le plus adapté pour favoriser la tenue à la corrosion des deux alliages.

- Chahboun (2016) [44] a caractérisé la résistance à la corrosion par colmatage de l'alliage 2618 anodisé. Elle a trouvé que la résistance à la corrosion est principalement déterminée par la qualité de la couche barrière, qui peut être évaluée par l'impédance électrochimique mesurée à basse fréquence.

- Moreira (2016) [45] a analysé l'origine de défaillance de roues de compresseur en alliage d'aluminium 2618-T652 causée par un processus de fatigue. Ce processus est déclenché par la fissuration par corrosion intergranulaire dont la cause n'est pas encore identifiée.

- Rockenhäuser et al (2016-2018) [46, 47, 48] ont étudié l'influence du vieillissement et du fluage sur l'évolution de la phase-S ($\text{Al}_2\text{Cu-Mg}$) et a montré que le nickel et le fer qui forment les particules intermétalliques Al_9FeNi aident à stabiliser la microstructure et améliore les propriétés de fluage durant une longue exposition aux températures entre 120 et 150 °C.

- Wang (2019) [15] a mené des tests d'impact balistique pour caractériser les performances balistiques des plaques en alliage d'aluminium 2618 et pour identifier l'effet combiné des formes de projectile et des angles obliques sur la formation d'endommagement.

Toutes ces études trouvées dans la littérature concernent essentiellement les microstructures et les propriétés mécaniques de l'alliage avec une focalisation sur les propriétés en fluage. Le

comportement en fatigue à grand nombre de cycles est peu étudié. Nous y reviendrons au § I.5.3.

I.3.2. L'état métallurgique T851

Wilm (1906) [49] était le premier à découvrir le durcissement des alliages d'aluminium dans le système Al-Cu-Mg-Mn. Treize ans après, Merica et al (1919) [50] ont établi un lien entre l'augmentation de la dureté et la diminution de la solubilité du cuivre. Après élaboration, les alliages susceptibles de durcissement structural (ou par précipitation) subissent un cycle de traitements thermiques qui permet la précipitation fine et homogène des particules intermétalliques qui créeront des obstacles au mouvement des dislocations [49, 51, 52] auxquels sont liés les propriétés mécaniques [53]. Ce traitement thermique des alliages d'aluminium comprend au moins trois opérations :

- la mise en solution : on chauffe à environ 530°, pendant un certain temps pour une distribution homogène des éléments de l'alliage,
- la trempe : on refroidit rapidement avec de l'eau à une certaine température (souvent la température ambiante) pour préserver l'effet de la première étape.
- la maturation ou le revenu : dans le cas de la maturation, le durcissement lié à l'évolution de la structure métallurgique se fait à température ambiante. Il s'agit du vieillissement naturel. Dans le cas du revenu, l'alliage durcit en étant maintenu à une température comprise entre 165° et 200°C, durant quelques heures, selon la nuance. On parle dans ce cas de vieillissement artificiel⁴.

Des contraintes résiduelles apparaissent après la trempe des alliages d'aluminium, les pièces peuvent donc être détensionnées par traction et/ou compression⁴.

L'état T851 :

L'état T851 correspond à un état durci par traitement thermique (T) : le matériau est traité thermiquement avec une mise en solution avec écrouissage complémentaire (écroui puis revenu) suivi d'une relaxation par traction et un vieillissement artificiel. Le traitement de mise en solution se fait à 530°C±5°C : cette température permet de dissoudre les particules intermétalliques présentes dans la microstructure comme Al₂CuMg, Al₂Cu et Al₇Cu₄Ni [42, 54]. Durant cette étape, la phase Al₉FeNi peut ne pas être dissoute complètement même à une température de 600°C [20]. La trempe se fait à l'eau à 80°C maximum. Le revenu s'opère par

⁴ Source : Aciers spéciaux, Aluminium et alliage d'aluminium, Saint-Sauveur, France (consulté en Mai 2018)

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

maintien en température entre 10 et 21 heures (dans notre cas, le maintien se fait pendant 20 heures) [16] à une température de $190^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ (la dureté maximale est atteinte à cette température) [20]. Il est ensuite déformé à chaud par traction puis subit une trempe et un sous-revenu à environ 200°C pendant quelques minutes. La figure I.1 récapitule les différentes étapes du traitement de l'alliage 2618-T851.

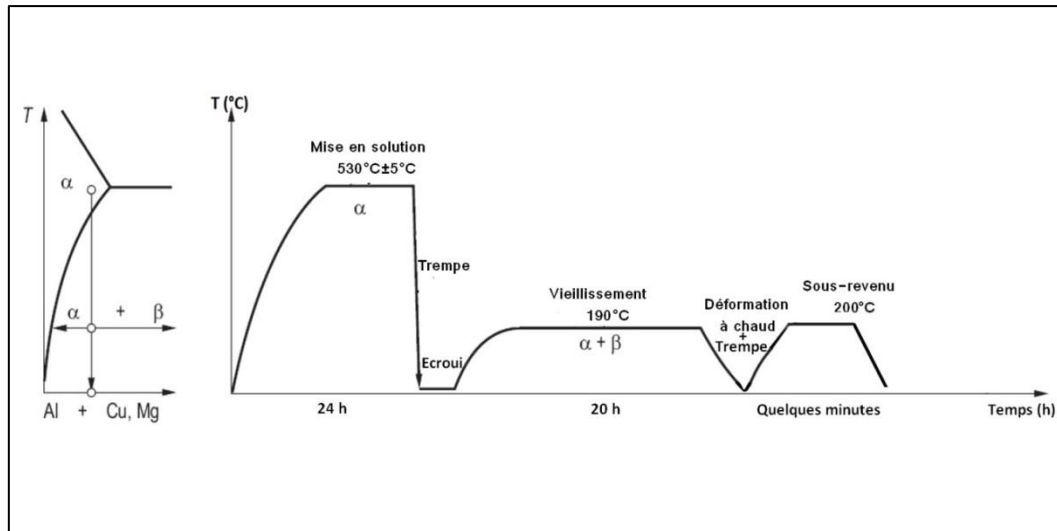


Figure I. 1 : Traitement thermique appliqué à l'alliage 2618-T851

I.3.3. Composition chimique de l'alliage 2618

La composition chimique de l'alliage 2618 exprimée en pourcentage massique et atomique et utilisé dans cette étude est donnée dans le tableau I.1.

	Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Ni	Ti	Mn	Autres	Al
%massique	0,25	0,9-1,4	1,8-2,7	1,2-1,8	0,15	0,8-1,4	0,2	0,25	0,15	Bal
%atomique	0,12	0,4-0,7	0,8-1,2	1,3-2	0,06	0,3-0,7	0,1	0,12	-	Bal

Tableau I. 1 : Composition chimique de l'alliage 2618 [16]

Il faut noter que l'ajout des éléments d'addition, fer et nickel est important. Il conduit à former la phase intermétallique Al_9FeNi [31, 55] qui augmente en particulier la résistance à chaud et améliore la stabilité microstructurale de l'alliage sous exposition thermique et rend aussi le mouvement des dislocations difficile [36]. Cette composition fait de l'alliage 2618 un alliage atypique de la série 2xxx.

I.3.4. Microstructure de l'alliage 2618

Parmi les études citées précédemment, nous retrouvons un grand nombre d'informations relatives à la microstructure de cet alliage, pour différents états métallurgiques. Toutes mettent en avant la présence de nombreux types de précipités intermétalliques avec une très forte majorité (99% selon [36]) de précipités Al_9FeNi aussi bien au sein des grains de la matrice aluminium que dans les joints de grains. (Figure I.2, tableau I.2 et figure I.3) [20, 36].

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Parmi les autres types de particules, nous retrouvons des particules Mg_2Si , AlCuNi et $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ [36], Al_2CuMg , AlCuMg et $\text{Al}(\text{Fe},\text{Ni},\text{Si})$ (figure I.4 et I.5) [40].

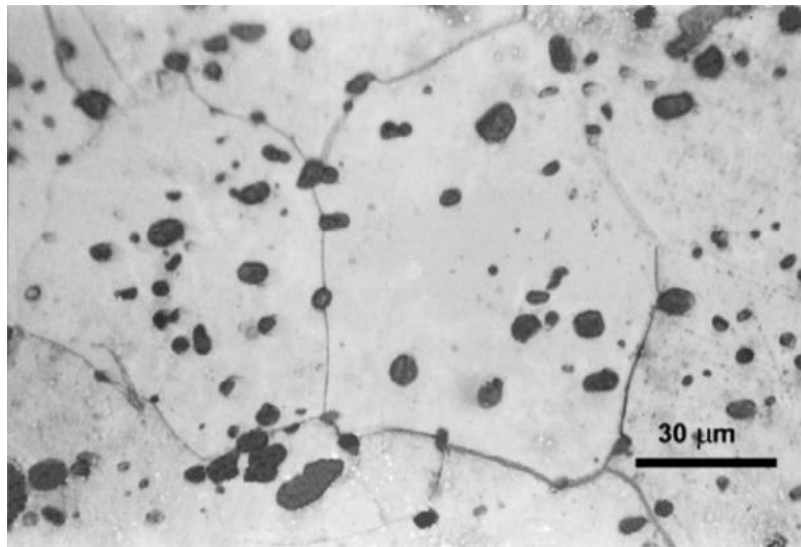


Figure I. 2 : Microstructure de l'alliage 2618-T61 (trempe + sous-revenu) après une mise en solution à 530°C pendant 24h [20]

Phase	Crystallographic structure	Lattice parameters
Al_9FeNi	Monoclinic, $P2_1/c$	$a = 0.8598 \text{ nm}$ $b = 0.6271 \text{ nm}$ $c = 0.6207 \text{ nm}$ $\beta = 95^\circ$
$\text{S}'\text{-Al}_2\text{CuMg}$	Orthorhombic, Cmcm	$a = 0.404 \text{ nm}$ $b = 0.924 \text{ nm}$ $c = 0.720 \text{ nm}$
$\text{S-Al}_2\text{CuMg}$	Orthorhombic, Cmcm	$a = 0.401 \text{ nm}$ $b = 0.925 \text{ nm}$ $c = 0.715 \text{ nm}$
AlCuNi	Orthorhombic, $\text{Pmm}2$	$a = 0.440 \text{ nm}$ $b = 0.533 \text{ nm}$ $c = 0.424 \text{ nm}$
$\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$	Tetragonal, $P4/mnc$	$a = 0.6336 \text{ nm}$ $c = 1.4870 \text{ nm}$
Mg_2Si	Cubic, $\text{Fm}3m$	$a = 0.635 \text{ nm}$

Tableau I. 2 : Paramètres cristallographiques des phases de l'alliage 2618 [36]

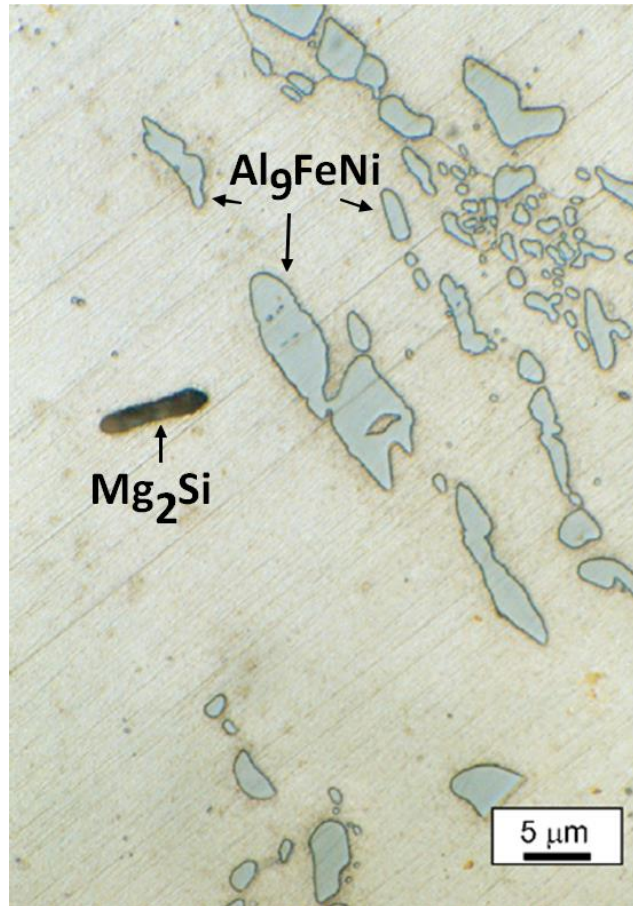


Figure I. 3 : Microstructure de l'alliage 2618-T6 (trempé + revenu) (Réactif W-Al) [36]

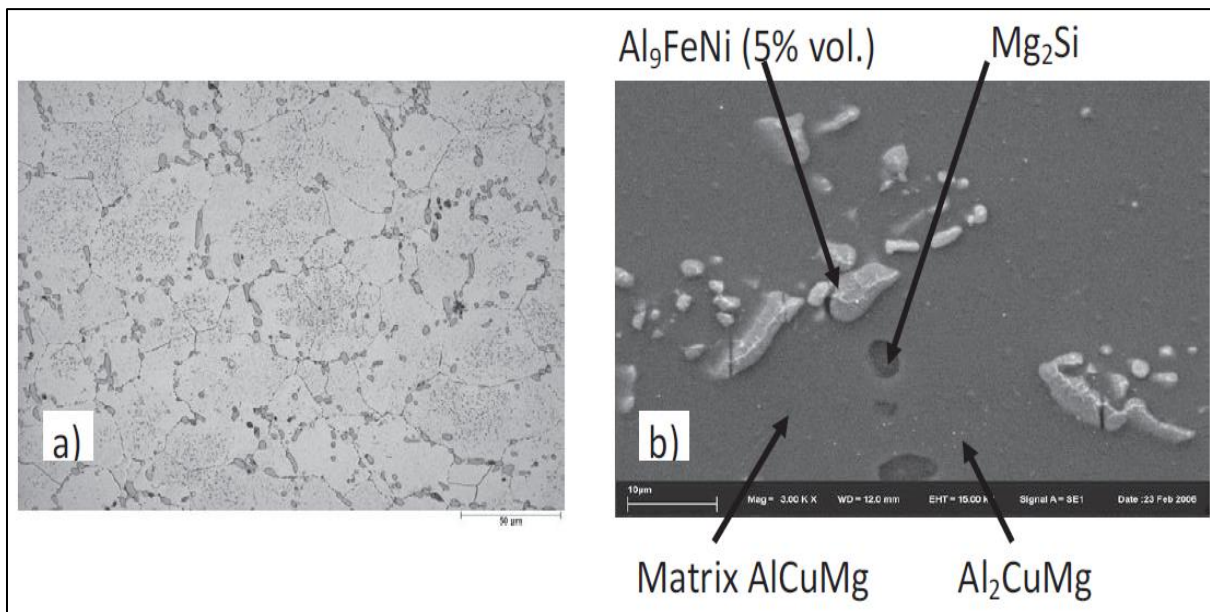


Figure I. 4 : Microstructure de l'alliage 2618-T6, a) par microscope optique, b) par microscope électronique par réflexion [40]

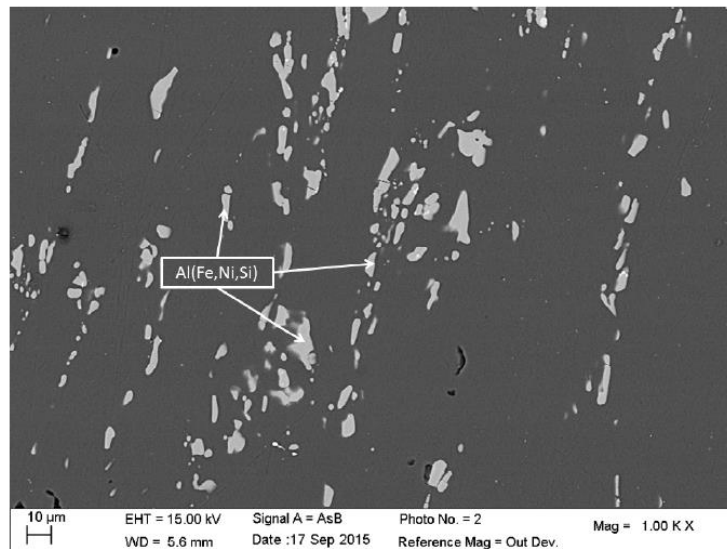


Figure I. 5 : Microstructure de l'alliage 2618-T851 par microscope électronique à balayage [16]

Les différentes particules intermétalliques illustrées précédemment et présentes à la surface de l'alliage 2618-T6 refroidi à l'eau froide sont montrées dans le tableau I.3.

EDX/EPMA	Al	Cu	Mg	Fe	Ni	Suggested Phase formula
EDX	77.81	18.18	2.03	0.77	1.20	Metastable Al_2Cu
EPMA	66.91	24.38	1.03	2.83	4.51	
EDX	85.02	3.55	1.18	5.11	5.13	Metastable Al_9FeNi
EPMA	84.65	1.13	1.09	6.50	6.32	

Tableau I. 3 : Composition atomique des composés intermétalliques de l'alliage 2618-T6 mesurée par analyses EDX et par microsonde électronique (EPMA) (microsonde de Castaing) [56]

I.3.5. Les propriétés mécaniques de l'alliage 2618

Les différentes propriétés mécaniques de l'alliage 2618A-T851 à température ambiante sont regroupées dans le tableau I.4.

Module de Young E (GPa)	Coefficient de Poisson ν	R_m (MPa)	$R_{p0.2}$ (MPa)
72	0,33	440	410
Limite de fatigue (MPa)	Coefficient de dilatation ($^{\circ}C^{-1}$)	Résistance au cisaillement (MPa)	Module de cisaillement G (GPa)
120	23.10^{-6}	262	27

Tableau I. 4 : Propriétés mécaniques de l'alliage 2618-T851⁵

La présence de la phase Al_9FeNi dans cet alliage est cruciale, car elle améliore considérablement les propriétés mécaniques, augmente la résistance à la déformation plastique et réduit la croissance indésirable des grains à des températures élevées [36]. Ces

⁵ Source : <https://www.makeitfrom.com/material-properties/2618A-2618A-T851-AlCu2Mg1.5Ni-Aluminum>

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

particules constituent des obstacles efficaces au mouvement des dislocations comme le montre la figure I.6 qui présente la disposition des dislocations autour d'une particule Al_9FeNi .

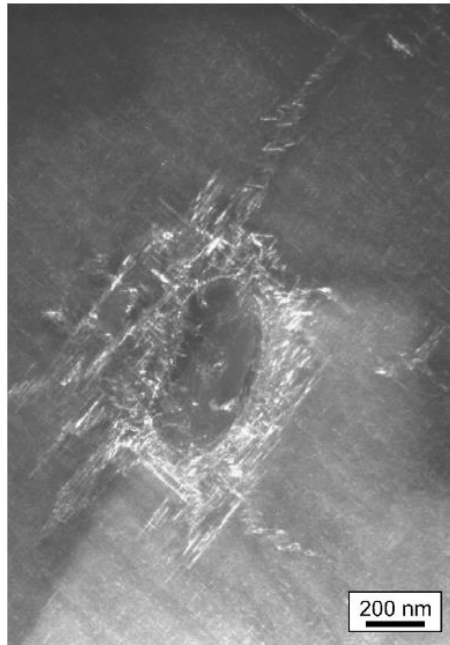


Figure I. 6 : Observation en microscopie électronique à transmission de dislocations autour d'une particule Al_9FeNi de l'alliage 2618-T6, $g = (020)$ et $B = [103]$ [36]

La figure I.7 illustre les résultats obtenus en traction monotone par Aghaie-Khafri et al [37] pour l'alliage 2618 forgé suivant les directions de laminage (L) et en sens travers (T) à température ambiante et à 200°C. Nous constatons une différence de la résistance à la traction et de l'aptitude à la déformation plastique entre les deux directions de prélèvement, mais au profit de la direction transverse. A température ambiante, la déformation correspondante à la résistance à la traction est grande dans le sens transverse par rapport à celle dans le sens longitudinal. Par contre, le rôle s'inverse à 200°C. Nous constatons aussi que quelle que soit la température, cette déformation reste quasi-identique dans le sens transverse.

Ces caractéristiques sont résumées dans le tableau I.5.

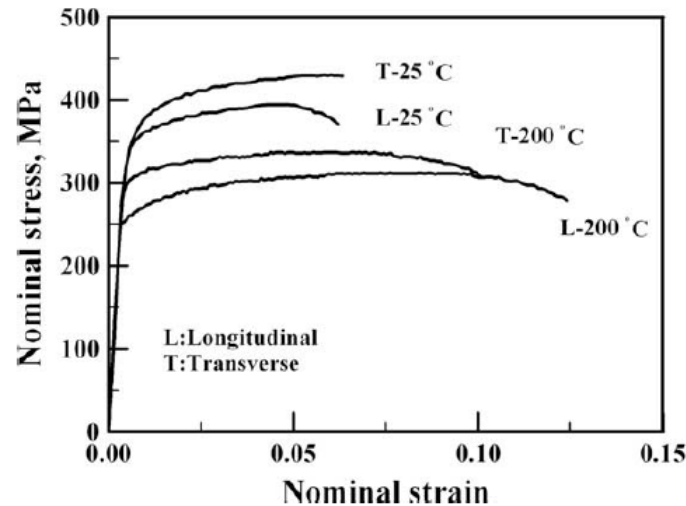


Figure I. 7 : Courbes contrainte-déformation de l'alliage 2618-T61 à 25 et 200°C dans la direction longitudinale (L) et transverse (T) [37]

	Limite d'élasticité conventionnelle $R_{p0,2}$ (MPa)	Résistance à la traction R_m (MPa)	Allongement à la rupture A (%)
Longitudinale à 25 °C	356	389	6
Transverse à 25 °C	373	430	6
Longitudinale à 200 °C	265	311	13
Transverse à 200 °C	312	336	10

Tableau I. 5 : Propriétés mécaniques de l'alliage 2618-T61 dans les différentes directions à 25°C et 200°C [37]

Des résultats similaires ont été trouvés par Khalil [40] qui a réalisé une étude un peu plus exhaustive, et a constaté aussi une relativement faible baisse de la raideur de l'alliage entre la température ambiante et 200°C.

I.4. L'anodisation des alliages d'aluminium

Dans de nombreuses situations (notamment dans la construction aéronautique), il est nécessaire de modifier la surface des pièces précédemment usinées en procédant à un traitement d'anodisation pour améliorer la résistance à l'usure et/ou la résistance à la corrosion des pièces en alliages d'aluminium [57]. Le traitement d'anodisation est un processus comportant plusieurs étapes successives: dégraissage, décapage, oxydation anodique (croissance contrôlée d'une couche d'oxyde en surface), et éventuellement l'imprégnation et finalement le colmatage. Avant l'étape d'anodisation en elle-même, les prétraitements de surface comme le dégraissage et le décapage ont pour but de préparer la surface des alliages au développement de la couche protectrice.

1.4.1. Préparation de surface

Toutes les techniques de préparation de surface à l'anodisation débutent par une étape de dégraissage : son rôle est d'éliminer les saletés, les films d'huile et toutes les traces des substances organiques en surface de la pièce à anodiser. Il existe différents types de dégraissage : les traitements à base de solvants organiques, les traitements par voie électrochimique ou encore les traitements par immersion de la pièce dans des bains aqueux.

Les prétraitements par immersion sont les plus utilisés du fait de leur faible coût, leur facilité de mise en œuvre et leur non toxicité.

Après l'opération de dégraissage vient le décapage qui consiste à désoxyder la pièce à traiter et la préparer au traitement d'anodisation. Elle se fait généralement par immersion de la pièce dans un bain en utilisant un décapant alcalin ou acide. Selon l'alliage et la nature du bain, les particules intermétalliques situées en surface peuvent soit être déchaussées par dissolution de la matrice, soit dissoutes directement dans le bain ; dans ce cas, des cavités apparaissent en surface [16]. Les particules riches en cuivre se dissolvent en laissant des trous [16, 58].

Dans le cas des alliages 2618 et 2024, le prétraitement de décapage peut entraîner la dissolution des précipités durcissants de type Al_2Cu mais après la dissolution, le cuivre peut se redéposer sur la surface de la pièce ce qui provoque un enrichissement en cuivre à la surface [16]. Simultanément, le décapage produit un appauvrissement en magnésium à la surface, ce qui montre l'effet du décapage sur la disparition de l'oxyde de magnésium [16]. Les grosses particules, comme Al_9FeNi sont moins impactées par le décapage et subsistent généralement à la surface de la pièce décapée.

1.4.2. Oxydation anodique

1.4.2.1. Principe

La phase d'oxydation se fait généralement en immergeant la pièce dans un électrolyte (bain conducteur d'électricité) contenant une solution d'acide chromique (qui est à présent interdit), sulfurique (le plus couramment utilisé), oxalique ou phosphorique ou même parfois un électrolyte mixte contenant l'acide sulfurique-oxalique par exemple [59].

La pièce est immergée dans un électrolyte contenant l'acide en la reliant au pôle positif (anode) du circuit. La cathode est généralement en aluminium ou en plomb (figure I.8). Le procédé peut être réalisé avec n'importe quel type de courant : alternatif, pulsé ou continu [60, 61] sous faible tension électrique (entre 10 et 20 V). Le bain doit par ailleurs être régulé thermiquement pour optimiser la qualité de la couche d'oxyde formée.

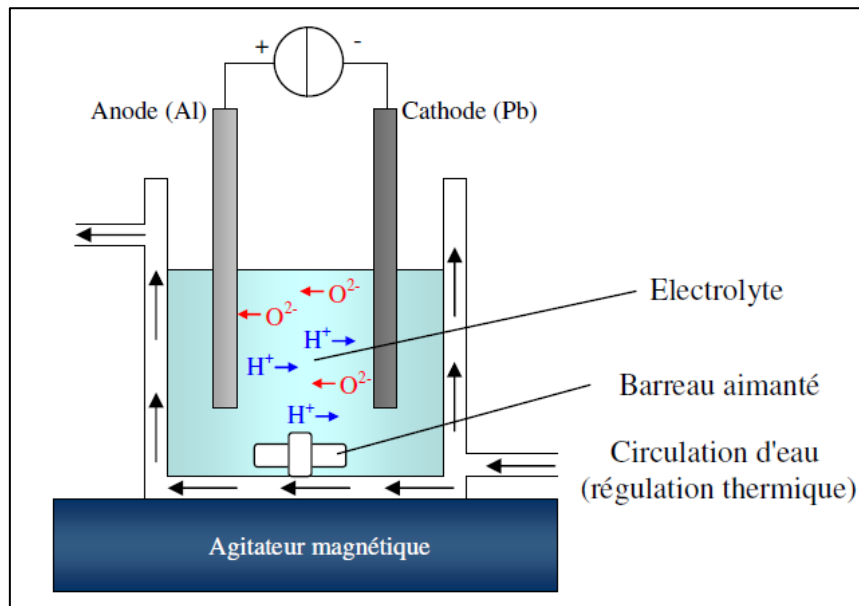


Figure I. 8 : Schéma du montage d'anodisation [62]

I.4.2.2. Caractéristiques de la couche d'oxyde

L'oxydation anodique est l'étape la plus importante du processus d'anodisation : elle permet la croissance d'une couche d'oxyde sur la surface ; cette couche est constituée d'une couche barrière de quelques nanomètres et d'une couche poreuse de quelques microns (figure I.9). La qualité et les propriétés de cette couche dépendent de différentes variables qui peuvent en modifier ses caractéristiques [60, 61, 63, 64] :

- La concentration en acide sulfurique.
- La durée du traitement.
- La température du bain.
- La teneur en aluminium dissous dans la cuve.
- Le vieillissement du bain qu'il faut contrôler régulièrement (l'agitation du bain, la présence d'impuretés et l'ajout d'additifs dans la solution).
- La tension électrique.

Concernant la tension électrique utilisée durant le processus d'anodisation, en pratique, les valeurs usuelles sont limitées à une tension minimale de 10 V pour assurer une vitesse de croissance suffisante de la couche d'oxyde et une tension maximale de 20 V pour éviter l'effet du phénomène de combustion locale de l'aluminium et/ou une uniformité médiocre du film anodique [65, 66].

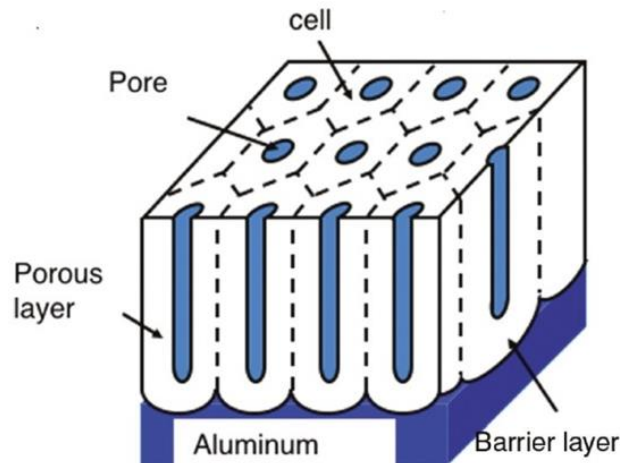


Figure I. 9 : Morphologie de la couche anodique sur aluminium⁶

Les résultats de l'anodisation sont satisfaisants sur les alliages d'aluminium faiblement alliés des séries 5xxx et 6xxx. Dans le cas des alliages des séries 2xxx et 7xxx, la présence d'éléments d'alliages, notamment le cuivre et le zinc, peut perturber la croissance et modifier la morphologie des films obtenus [61, 67, 68] en créant notamment des cavités de taille nanométrique ou micrométrique [69, 70].

Les observations microscopiques des alliages 2024, 2214, 7050 et 7175 anodisés en bain sulfurique ont montré que la couche d'oxyde contient des défauts liés à la taille et à la composition des particules intermétalliques dans la matrice d'aluminium [58]. Ces particules intermétalliques se comportent de deux manières différentes. La figure I.10-a montre que certaines particules sont incorporées dans la couche d'oxyde quand les particules sont cathodiques (Al_2Cu et Al-Fe-Cu-Mn-Si pour les alliages de la série 2xxx). Dans la figure I.10-b, les précipités (Al_2CuMg pour les alliages de la série 2xxx) se dissolvent préférentiellement au substrat provoquant la formation de trous dans la couche d'oxyde [58]. La couche d'oxyde formée présente une morphologie avec un réseau de nano-pores de diamètre de 6-7 nm.

⁶Source : www.degruyter.com/view/j/corrrev.ahead-of-print/corrrev-2017-0048/corrrev-2017-0048.xml.

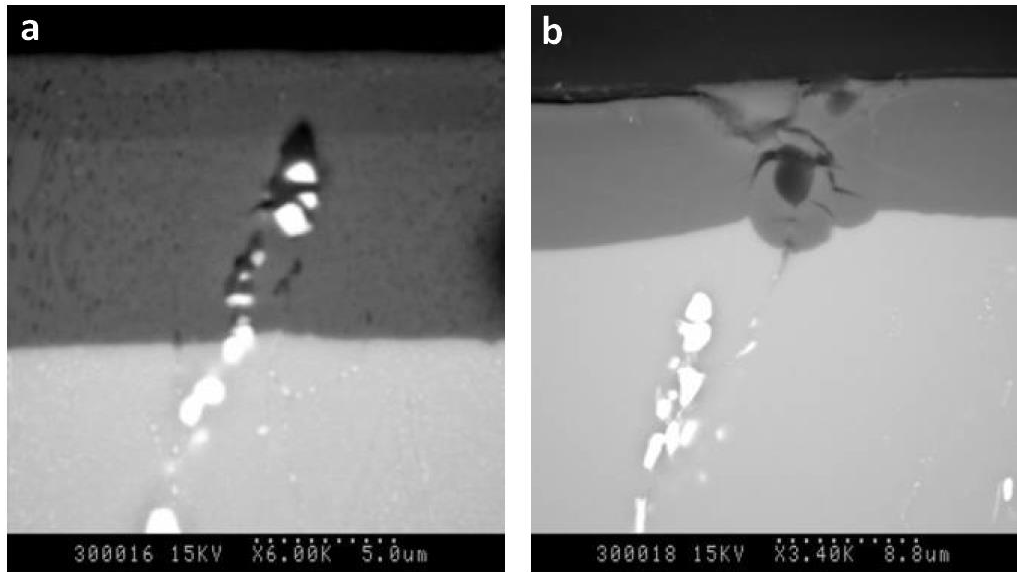


Figure I. 10 : Micrographies MEB de l'évolution d'une particule intermétallique a)-cathodique, b)-anodique, l'alliage étudié n'est pas précisé [58]

Pour l'alliage 2618 [65], comme il y a très peu de précipités de taille nanométrique dans la matrice, aucune nano-cavité n'est observée dans la couche d'oxyde. Cependant, différents types de micro-défauts sont générés dans la couche d'oxyde en raison de la présence de diverses et nombreuses phases intermétalliques grossières dans la matrice d'aluminium. En fonction de leur comportement électrochimique vis-à-vis de la matrice en aluminium, ces particules peuvent être incorporées dans la couche d'oxyde (Al_9FeNi), induisant donc une modification de la densité d'alumine au-dessus de la particule (figure I.11-a) ou peuvent induire la formation de trous car elles se dissolvent dans les conditions d'anodisation comme illustré dans la figure I.11-b ($\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ par exemple) [65].

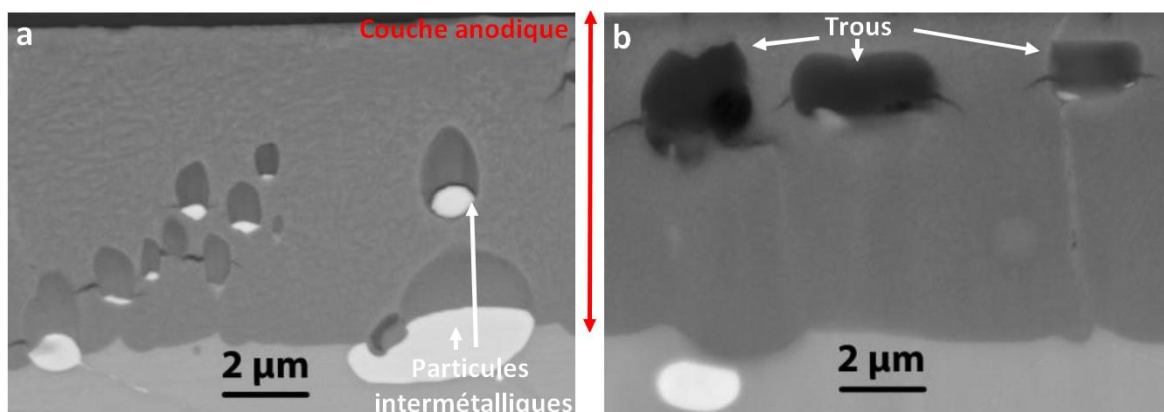


Figure I. 11 : Morphologies de la couche d'oxyde de l'alliage 2618 [65]

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Par ailleurs, la morphologie générale des couches d'oxyde formées, idéalement colonnaire (figure I.9) est fortement influencée par la présence de ces mêmes particules intermétalliques : les pores peuvent devenir tortueux, ils perdent leur orientation perpendiculaire à la surface traitée et ne sont plus parallèles [58, 71, 72].

1.2.3 Imprégnation

L'imprégnation est une étape qui peut éventuellement suivre l'étape d'oxydation anodique. Elle consiste à tremper (immerger) la pièce anodisée dans une solution chimique afin d'obtenir une bonne résistance à la corrosion en bouchant des pores [73]. Cette solution peut être à base de fluorures de nickel pour renforcer les zones affaiblies de la couche en obturant les pores par des mécanismes de précipitation de composés de AlF_3 , $\text{Al}(\text{OH})_3$ et $\text{Ni}(\text{OH})_2$ [58, 63] et avoir une couche anodique de bonne qualité.

L'imprégnation de la couche dans une solution chimique à base de chrome trivalent et de zirconium est parmi les solutions les plus utilisées.

1.2.4 Colmatage

Le colmatage est la dernière étape du processus d'anodisation : elle a pour but d'augmenter la résistance à la corrosion et à l'usure [74, 75, 76, 77] du revêtement anodique par fermeture des pores. Elle consiste à immerger la pièce anodisée dans une solution aqueuse contenant certains additifs pendant une durée fixe et à une température précise. Cette opération peut être effectuée dans l'eau bouillante, dans la vapeur saturée, avec ajout d'acétate de nickel ou des solutions de dichromates [78].

L'hydratation de la couche transforme l'alumine anhydre (Al_2O_3) formée lors de l'anodisation en alumine monohydratée (boémite). La réaction de base du colmatage hydrothermique peut s'écrire selon l'équation I.1.



Le mécanisme de colmatage à l'eau bouillante d'une couche anodique est décrit dans la figure I.12.

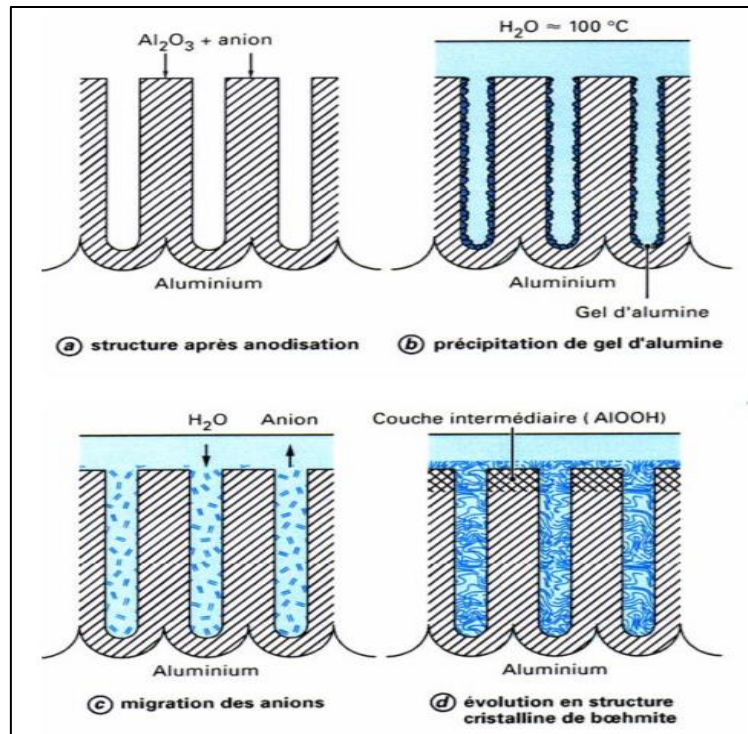


Figure I. 12 : Mécanismes de colmatage à l'eau bouillante d'une couche anodique [63]

Comme pour l'oxydation anodique, plusieurs facteurs sont à prendre en considération pour un bon colmatage et notamment la température du bain. Cette dernière a une grande importance tant sur la vitesse de réaction que sur le résultat obtenu. A des températures inférieures à 75°C, on assiste à la formation d'un oxyde trihydraté (la bayérite) qui est peu résistant en milieu acide (c'est l'oxyde que l'on rencontre sur les piqûres de corrosion) [79]. Par contre, pour des températures supérieures à 75°C, il y a formation de l'alumine monohydratée (boémite) sous la forme γ_L , peu résistante en milieu acide, qui se transforme progressivement en forme γ_S très résistante aux acides dilués [80]. Il faut noter que le colmatage à températures élevées peut avoir un effet négatif sur la pièce traitée en favorisant la génération de fissures⁷[58].

Cette étape finale est très importante dans le cycle d'anodisation des alliages d'aluminium. Un bon colmatage est fondamental pour garantir une bonne qualité du produit fini se traduisant par une augmentation de la dureté, une augmentation importante de la résistance à la corrosion, la disparition de la capacité d'absorption (colorants, huiles et autres liquides) [74, 76].

Le prochain paragraphe est consacré au comportement en fatigue des alliages d'aluminium et plus particulièrement de l'alliage 2618.

⁷ Source : Anesdur, <http://www.anesdur.com/fr/anodise-technique-industriel/anodisation-dure.html>

I.5. Comportement en fatigue des alliages d'aluminium

I.5.1. Généralités sur la fatigue

Dans une structure soumise à un chargement cyclique, une fissure ou des fissures en fatigue peuvent s'amorcer à une échelle microscopique dans les zones de fortes concentrations de contraintes dues soit aux effets liés à la géométrie de la structure ou à la composition métallurgique du matériau, puis les fissures se propagent pour atteindre une taille macroscopique, et ensuite jusqu'à la rupture finale de la structure aux derniers cycles de vie en fatigue.

Un essai de fatigue est décrit par une courbe dite courbe de Wöhler. August Wöhler a établi des courbes reliant l'amplitude de contrainte appliquée au nombre de cycle à la rupture en mettant en évidence une limite au-dessous de laquelle le matériau ne rompt pas quel que soit le nombre de cycles appliqué. Ces courbes sont divisées en trois domaines (figure I.13), le domaine oligocyclique, le domaine d'endurance limitée et le domaine d'endurance illimitée.

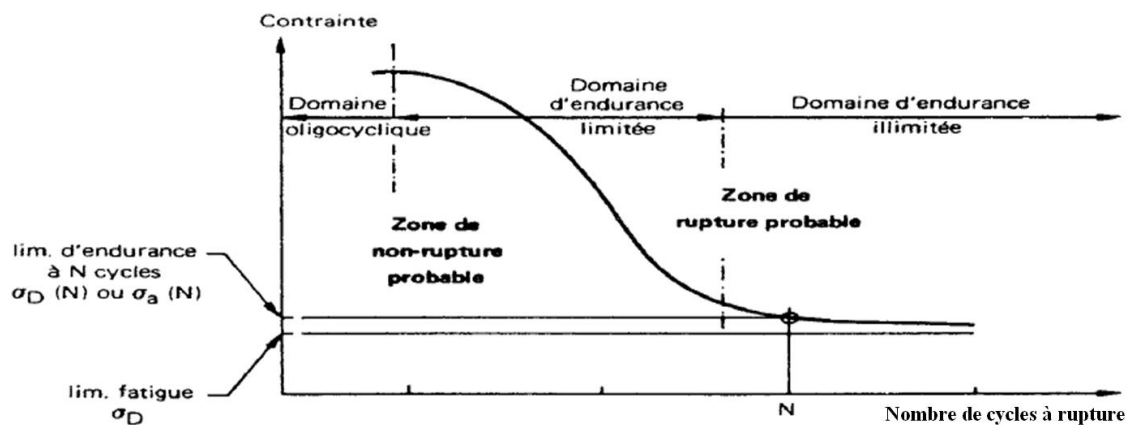


Figure I. 13 : Courbe S-N dite courbe de Wöhler

Le premier domaine correspond aux faibles durées de vie ($<10^3$ ou 10^4 cycles). Dans le deuxième domaine, le nombre de cycles à rupture est compris entre 10^4 et 10^6 ou 10^7 cycles. Le dernier domaine est celui de l'endurance illimitée. Au-dessous de la limite d'endurance (σ_D), il n'y a jamais de rupture.

Pour les aciers doux, les matériaux durcis par vieillissement sous contrainte, les alliages de titane et les métaux à structure cubique à faces centrées, la courbe présente une asymptote qui définit la limite de fatigue. Pour les alliages d'aluminium et tous les métaux à structure cubique centrée et les aciers à haute résistance, la courbe décroît continument (figure I.14). Dans ce cas, la limite est définie à une durée de vie donnée ($\geq 10^7$ cycles).

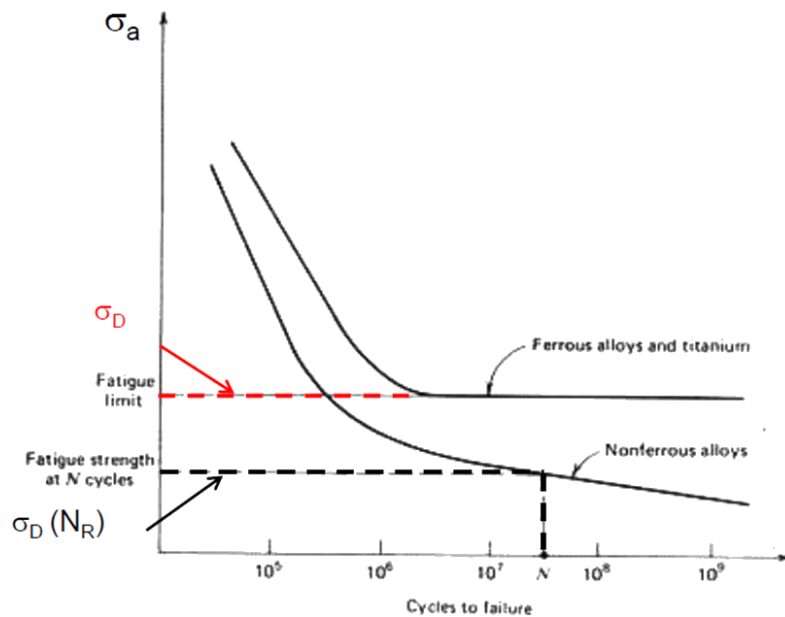


Figure I. 14 : Courbe de fatigue définissant la limite d'endurance [81]

La fatigue est souvent considérée comme un processus en trois étapes, l'amorçage d'une fissure, suivie de la propagation de fissure en fatigue et de la rupture finale, comme illustré schématiquement dans la figure I.15 [82].

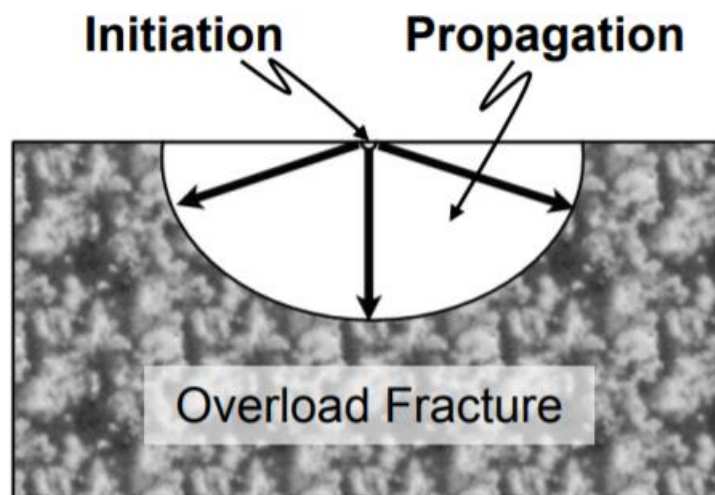


Figure I. 15 : Illustration schématique des différents stades de la rupture en fatigue [82]

A l'échelle mésoscopique, dans le domaine oligocyclique, les niveaux de déformation plastique sont élevés, les grains subissent une déformation homogène et l'amorçage des fissures en fatigue dans les bandes de glissement intervient tôt (figure I.16). Dans ce cas, l'initiation d'une fissure est très rapide et la phase de propagation représente une grande partie de la durée de vie totale.

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Dans le domaine de fatigue à grand nombre de cycles (HCF), la déformation irréversible à l'échelle macroscopique est inexistante : la déformation plastique d'un grain à l'autre est hétérogène et seuls quelques grains mal orientés subissent un glissement plastique. Contrairement à la fatigue oligocyclique, l'initiation des premières fissures visibles représente une grande partie de la durée de vie totale en fatigue HCF. Pour cette raison, il est important d'étudier les conditions gouvernant l'initiation des fissures dans la fatigue HCF.

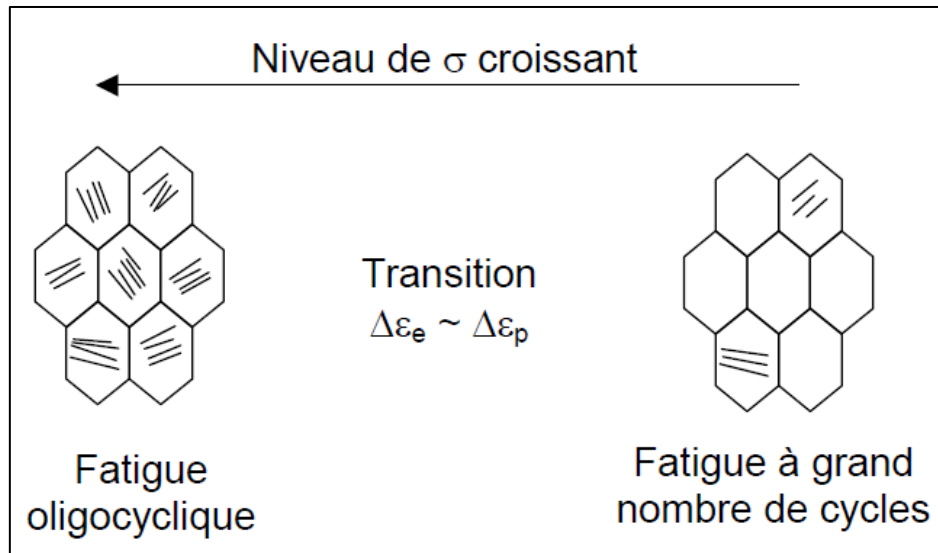


Figure I. 16 : Distribution de la déformation plastique dans le domaine oligocyclique et le domaine à grand nombre de cycles [81]

Lors des essais de fatigue, un chargement cyclique est appliqué à l'éprouvette à contrainte ou à déformation imposée. Pour la fatigue oligocyclique, les essais sont réalisés à déformation imposée. Pour la fatigue à grandes durées de vie, les essais sont plus souvent effectués sous contrainte imposée. Pour des chargements uniaxiaux à contrainte alternée constante (figure I.17), ces essais sont définis par les équations I.2, I.3 et I.4.

$$\text{La contrainte alternée : } \sigma^{\text{alt}} = \frac{\sigma^{\text{max}} - \sigma^{\text{min}}}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (\text{I.2})$$

$$\text{La contrainte moyenne : } \sigma^{\text{moy}} = \frac{\sigma^{\text{max}} + \sigma^{\text{min}}}{2} \quad (\text{I.3})$$

$$\text{Le rapport de contrainte : } R_{\sigma} = \frac{\sigma^{\text{min}}}{\sigma^{\text{max}}} \quad (\text{I.4})$$

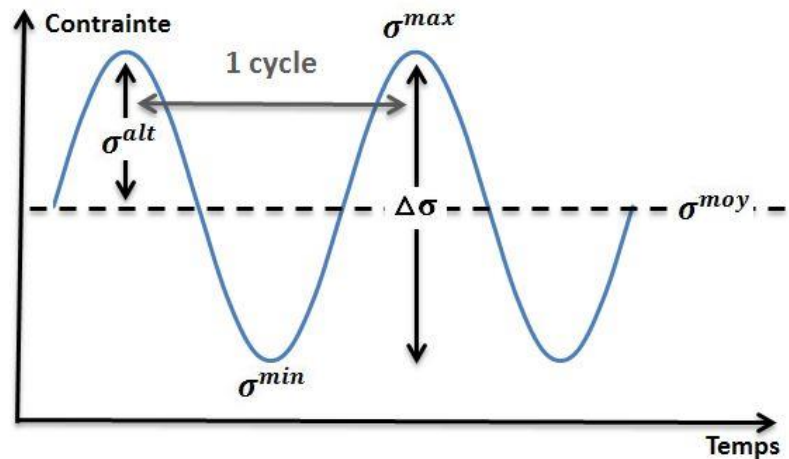


Figure I. 17 : Nomenclature utilisée dans la caractérisation d'un chargement cyclique (sinusoïdal)

La durée de vie des éprouvettes testées en fatigue uniaxiale peut être influencée par de nombreux facteurs tels que la microstructure, l'état de surface, le rapport de contrainte, la nature du chargement, l'environnement, la fréquence,...

I.5.2. Facteurs d'influence sur la résistance en fatigue uniaxiale

La phase d'amorçage représente la plus grande partie de la durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles : les fissures s'initiant en surface libre de la pièce, cette phase d'amorçage dépend fortement de l'état de surface (rugosité), de la microstructure de l'alliage en sous-surface (grains déformés, etc...) et de l'état mécanique de ce volume de matière situé immédiatement sous la surface (écrouissage, contraintes résiduelles).

I.5.2.1. Effet de rugosité de surface

De nombreux travaux concernant l'influence de la rugosité de surface sur la résistance en fatigue ont été publiés au cours de ces 20 dernières années [83, 84, 85, 86, 87, 88, 89, 90, 91] et ont montré que parfois, la rugosité de surface impacte la tenue en fatigue. Il en est ainsi pour les alliages 2214 et 7050 qui ont été récemment étudiés à l'Institut Clément Ader (figure I.18) [11, 87].

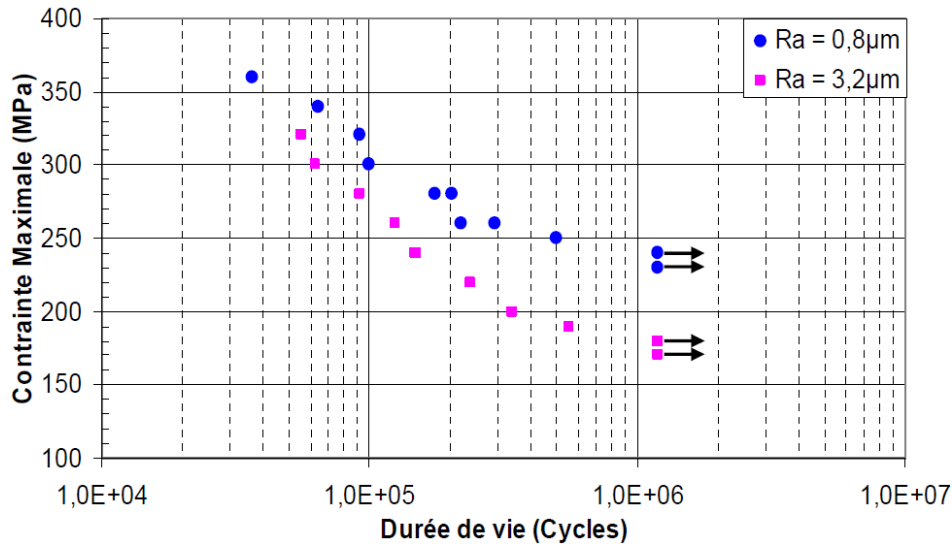


Figure I. 18 : Influence de la rugosité après usinage sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 2214-T6 ($R_\sigma = 0.1$) [11]

L'influence de la rugosité sur les durées de vie en fatigue diminue avec l'augmentation du niveau de contrainte appliquée ; cela peut être expliqué par le fait que plus le niveau de contrainte est élevé, plus la plasticité volumique, même si elle reste confinée, prend le pas sur la concentration de contrainte liée à la microgéométrie locale de la surface qui, pour de plus faibles niveaux de contrainte, se manifeste par la présence de points de concentration de contrainte en fond de strie d'usinage [11]. Pour ces alliages, une approche mécanique de la rugosité basée sur la modélisation par la méthode des éléments finis du volume concerné intégrant le profil microgéométrique de la surface, a été utilisée ; elle a permis de corréliser les courbes de fatigue obtenues pour différentes rugosités à la contrainte locale en fond de strie d'usinage.

I.5.2.2. Effet du rapport de contrainte

L'étude de l'effet de la contrainte moyenne sur la résistance en fatigue des matériaux est primordiale. En effet, dans la pratique, de nombreux composants sont soumis à des charges asymétriques, avec une contrainte moyenne non nulle.

De nombreux travaux ont été réalisés sur les effets de la contrainte moyenne en traction, qui ont montré qu'une contrainte moyenne de traction réduit la durée de vie en fatigue alors qu'une contrainte moyenne de compression conduit à une amélioration significative de la durée de vie en fatigue [92, 93]. En revanche, les travaux sur les effets de la contrainte moyenne de cisaillement ne sont pas nombreux sur les alliages d'aluminium et plus particulièrement sur les alliages de la série 2xxx.

De nombreux auteurs sont parvenus à la conclusion que la contrainte moyenne de cisaillement n'a pas d'influence sur la durée de vie en fatigue [94, 95, 96] tant que la contrainte maximale de cisaillement reste inférieure à la limite d'élasticité de cisaillement. L'effet de la contrainte moyenne de cisaillement n'est pas marqué dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles, mais devient évident dans la fatigue oligocyclique [97].

Des travaux ont rapporté quelques résultats expérimentaux pour les alliages de la série 2xxx [98, 99, 100], qui ont permis de conclure que l'effet de la contrainte moyenne de cisaillement dépend de la nature métallurgique de l'alliage étudié. Ainsi, pour l'alliage 2017-T4 [99], une contrainte moyenne de torsion influence la durée de vie en fatigue ; il en est de même pour l'alliage 2A12 [98, 100] pour lequel nous constatons (figure I.19) une très forte influence de la contrainte moyenne de cisaillement qui réduit la durée de vie pour une amplitude donnée. Au-delà d'une certaine valeur seuil de cette contrainte moyenne (75 MPa), son effet néfaste est stable.

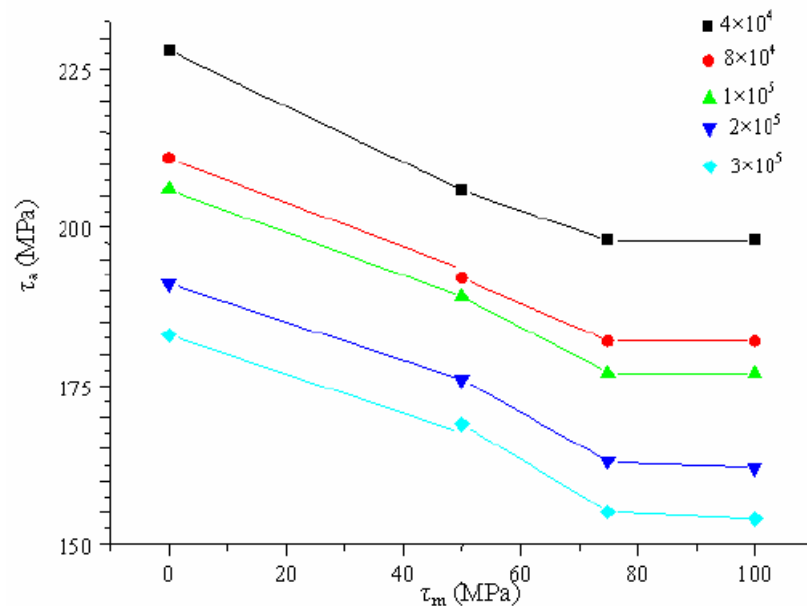


Figure I. 19 : Amplitude de contrainte Vs contrainte moyenne de cisaillement de l'alliage 2A12 pour différentes valeurs de nombre de cycles à rupture [100]

I.5.3. Comportement en fatigue uniaxiale de l'alliage 2618

Cet alliage, bien que largement utilisé en son temps, n'a fait l'objet d'aucune étude en fatigue multiaxiale. Les seules informations disponibles dans la littérature ne concernent que la fatigue uniaxiale sur l'ensemble des domaines de la fatigue (oligocyclique et à grandes durées

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

de vie), à 200 °C et à température ambiante, mais elles sont peu nombreuses et difficilement exploitables.

Les aspects microstructuraux importants, qui influencent de manière significative les propriétés en fatigue des alliages d'aluminium de la série 2xxx sont principalement [101] :

- les gros précipités et les dispersoïdes,
- les petits dispersoïdes,
- les précipités durcissants.

La distribution de ces précipités peut être influencée par le processus de fabrication et les traitements thermiques qui peuvent avoir un effet sur les paramètres microstructuraux comme la taille des grains, le degré de recristallisation et la texture [101].

Le comportement en fatigue oligocyclique de l'alliage 2618-T6 à faible durée de vie a été étudié. Des essais en traction cyclique purement alternée à déformation imposée ont été réalisés à haute température (200°C) [37], les résultats obtenus sont montrés dans la figure I.20.

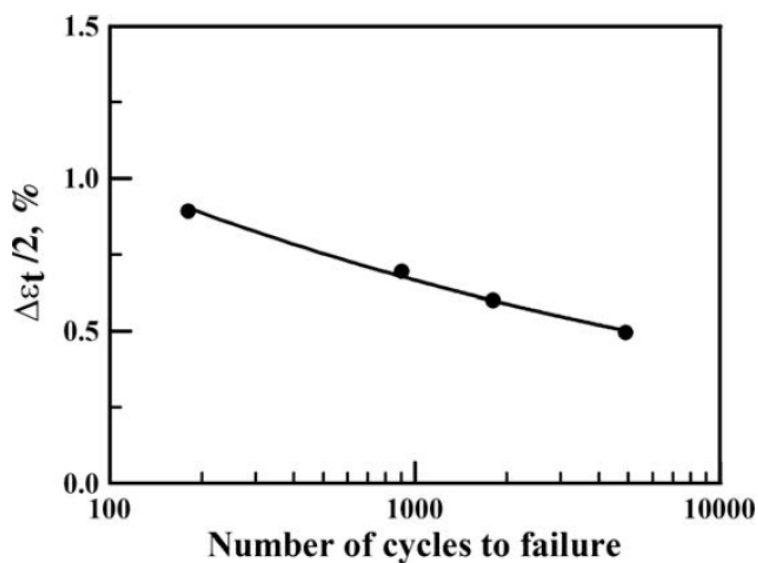


Figure I. 20 : Relation entre la déformation totale alternée et le nombre de cycles à rupture de l'alliage 2618 à 200°C ($R_\epsilon=0$) [37]

La capacité intrinsèque de la microstructure à répartir la déformation plastique sur l'ensemble du volume du matériau et la stabilité mécanique globale des caractéristiques de la microstructure au cours de la fatigue oligocyclique sont deux facteurs importants qui contrôlent la réponse cyclique du matériau [37, 102].

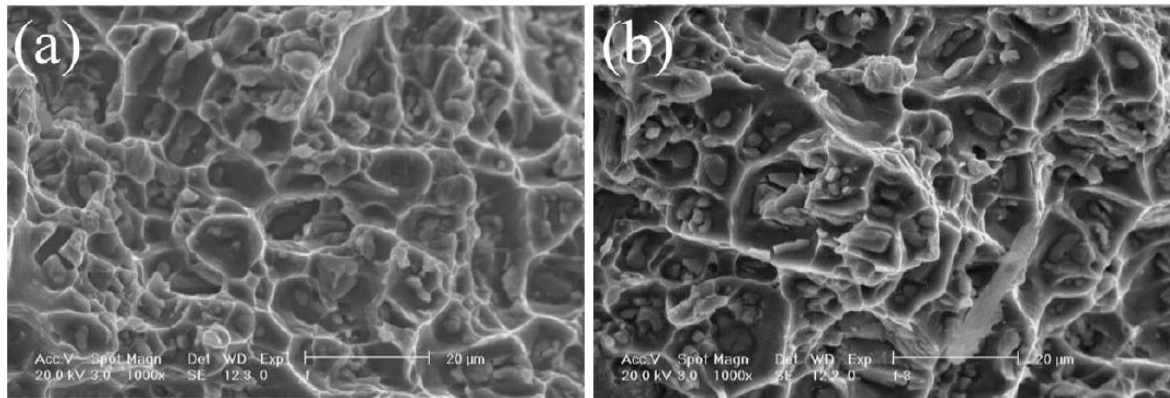


Figure I. 21 : Faciès de rupture de deux éprouvettes testées, respectivement à déformation imposée; (a) 0.5% et (b) 0.8%, T=200°C [37]

Du point de vue concernant les analyses des faciès de rupture, les observations fractographiques montrent une proportion importante de faciès à cupules correspondants à la fin de vie des éprouvettes (figure I.21). La morphologie de la rupture est restée similaire pour les deux éprouvettes testées. La seule différence est la densité de cupules, qui est plus élevée dans le cas du chargement à 0,8%. Les particules à l'intérieur des cupules correspondent à des particules contenant de l'aluminium, du fer et du nickel et qui sont de type Al_9FeNi . Ces particules grossières jouent un rôle dominant dans l'amorçage de fissures [37]. Ce rôle est lié à trois facteurs: un dispersoïde dur peut agir comme concentrateur de contraintes, localisant ainsi la déformation de la même manière qu'une entaille, un décollement peut se produire le long de l'interface dispersoïde/matrice et finalement, la fragilité relative des intermétalliques peut permettre une pré-fissuration durant le processus de fabrication [37, 103].

Toujours en fatigue oligocyclique, le comportement de l'alliage 2618-T6 a été étudié à température ambiante en traction purement alternée à déformation imposée pour des déformations alternées allant de 0,3 % à 1,2 % [40].

La figure I.22 montre les boucles d'hystérésis obtenues pour les différentes amplitudes de déformation.

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

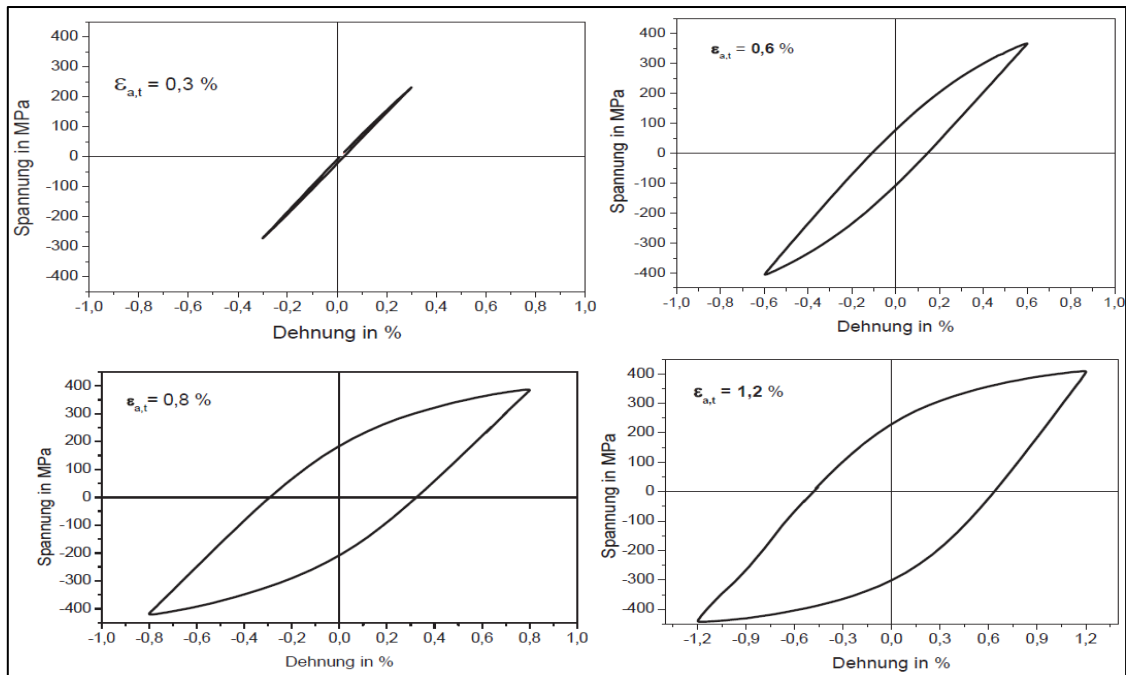


Figure I. 22 : Courbe de contrainte-déformation de l'alliage 2618-T6 à température ambiante et à $N_f/2$ [40]

La réponse des chargements en contrainte est montrée dans la figure I.23. Cette figure représente la variation de la contrainte moyenne et de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles (figure I.23-a) pour chaque cas de chargement ainsi que la variation de l'amplitude de déformation plastique en fonction du nombre de cycles (figure I.23-b).

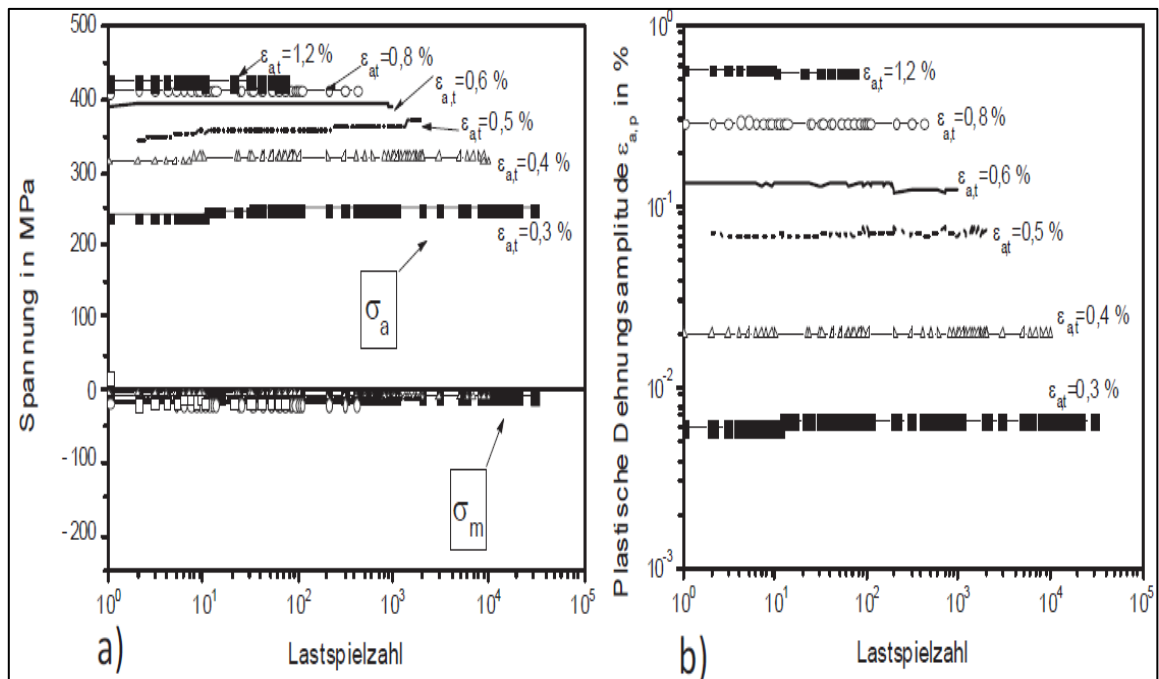


Figure I. 23 : Variation de σ_m , σ_a et $\epsilon_{a,p}$ en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de déformation imposées [40]

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Nous pouvons remarquer que le matériau a un comportement cyclique stable; les amplitudes de contrainte et de déformation plastique restent presque constantes pendant tous les cycles. L'amplitude de contrainte est de 250 MPa à $\epsilon_{a,t} = 0,3 \%$ et est de 403 MPa à $\epsilon_{a,t} = 0,8 \%$. Quant à l'amplitude de la déformation plastique, elle passe de 0,0079 % ($\epsilon_{a,t} = 0,3 \%$) à 0,3 % de ($\epsilon_{a,t} = 0,8 \%$). Cela nous donne une idée sur le comportement en fatigue uniaxiale à température ambiante dans le domaine oligocyclique.

En fatigue à grand nombre de cycles, le comportement en fatigue de l'alliage 2618 est beaucoup moins étudié à température ambiante.

En flexion rotative purement alternée et à température ambiante [41], les propriétés de fatigue de cet alliage ont été évaluées dans la direction longitudinale (parallèle à la direction de l'extrusion) et dans la direction transverse. La figure I.24 montre les résultats obtenus (les flèches indiquent que l'éprouvette n'est pas rompue). Elle met en évidence une certaine anisotropie qui s'accroît lorsque le niveau de contrainte diminue mais qui a priori semble « disparaître » dans le domaine des très grandes durées de vie, l'écart entre les limites d'endurance n'étant que de 5 MPa.

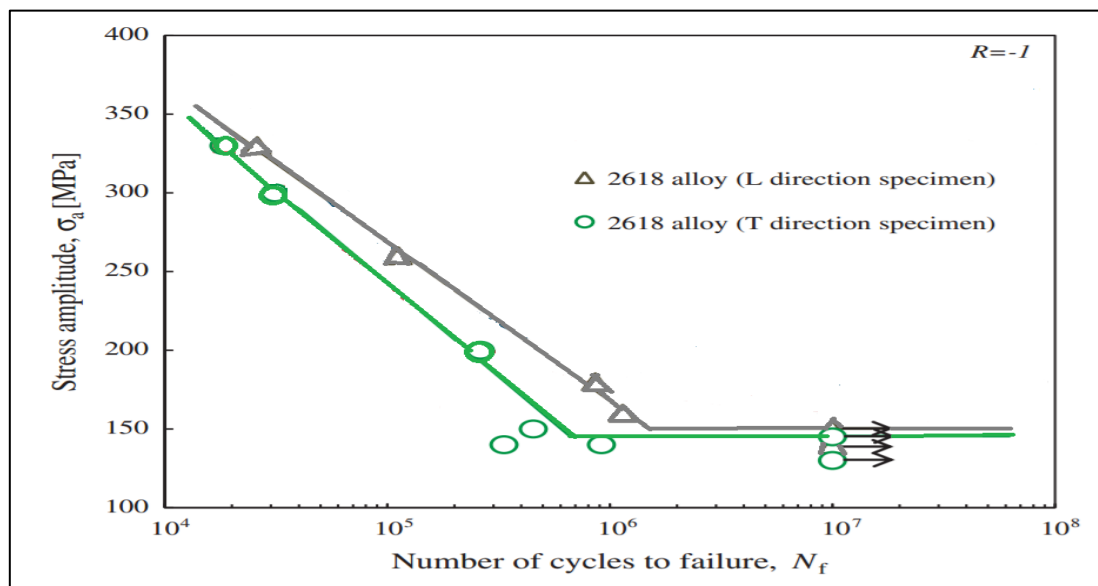


Figure I. 24 : Courbe de Wöhler de l'alliage 2618-T6 extrudé dans les directions longitudinale et transverse à température ambiante [41]

Les limites d'endurance de l'alliage 2618 dans les directions longitudinale et transverse sont de 150 MPa et de 145 MPa, respectivement. La limite d'élasticité et la limite en traction dans les deux directions sont présentées dans le tableau I.6.

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

	Limite d'élasticité (MPa)	Limite en traction (MPa)
Direction longitudinale	424	459
Direction transverse	399	454
Ecart relatif	6 %	1 %

Tableau I. 6 : Propriétés mécaniques de l'alliage 2618 dans les directions transverse et longitudinale [41]

L'écart entre les propriétés mécaniques dans les deux directions est relativement faible, son comportement mécanique en traction est similaire dans les deux directions.

Le comportement de l'alliage 2618-T6 en traction cyclique sous un rapport de contrainte de 0.16 a été aussi étudié à température ambiante et à 230 °C [38]. Les résultats obtenus sont récapitulés dans le tableau I.7.

$\Delta\epsilon/2$	N_f
0.0018	44170
0.0016	49600
0.0016	34390
0.0016	46500
0.0013	264560

Tableau I. 7 : Résultats des essais en fatigue de l'alliage 2618-T6 à température ambiante ($R_\sigma = 0.16$) [38]

Les résultats obtenus sont rapportés dans la figure I.25.

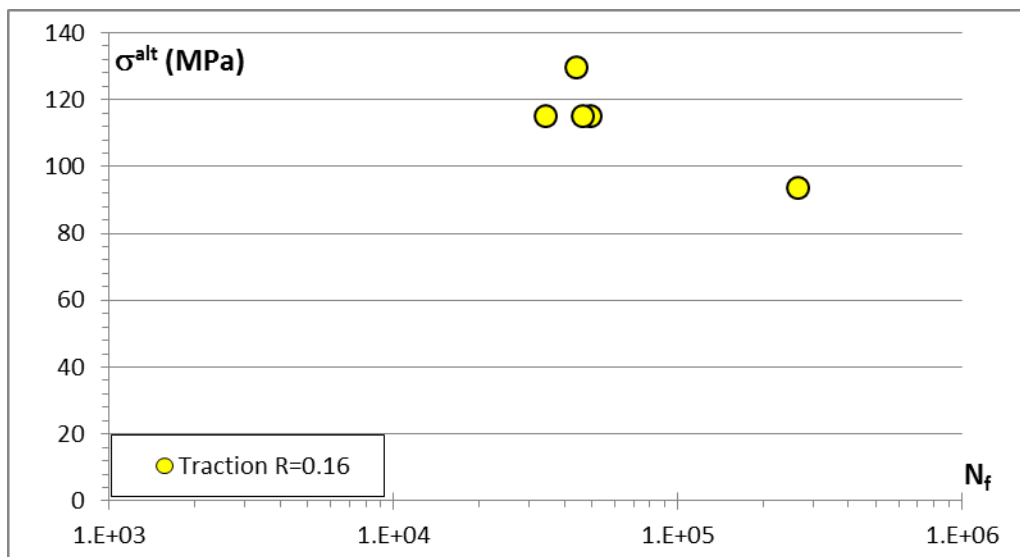


Figure I. 25 : Courbe de Wöhler d'après les résultats des essais en fatigue de l'alliage 2618-T6 à température ambiante [38] ($R_\sigma = 0.16$)

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

L'origine d'amorçage de fissures à température ambiante n'était pas identifiée mais l'analyse microscopique montre que l'amorçage a eu lieu en surface et qu'un seul site d'amorçage apparaît.

En conclusion cette analyse montre que le comportement en fatigue de l'alliage 2618 n'est étudié qu'en fatigue uniaxiale. Les données en fatigue multiaxiale sont inexistantes.

I.6. Effet de l'anodisation sur la tenue de vie en fatigue des alliages d'aluminium

Malgré l'effet positif du traitement d'oxydation anodique sur la résistance à l'usure et la corrosion [104, 105, 106, 107], ce traitement en général réduit la résistance en fatigue [87, 108, 109, 110, 111, 112, 113, 114]. Selon de nombreux chercheurs, le processus d'oxydation anodique peut en effet modifier la composition métallurgique, la microgéométrie ainsi que les contraintes résiduelles de la surface, autant de caractéristiques particulièrement influentes dans les mécanismes d'amorçage d'une fissure de fatigue.

De plus, la réduction de la durée de vie en fatigue est souvent liée à la nature fragile de la couche d'oxyde d'aluminium. Quelques exemples sont donnés ci-dessous concernant les alliages des séries 2xxx et 7xxx.

De nombreuses études se sont intéressées à cette problématique, et différents mécanismes ont été identifiés pour expliquer l'effet néfaste de l'oxydation anodique sur la tenue en fatigue.

L'effet de l'anodisation sur la tenue en fatigue dans le domaine des très grands nombres de cycles de l'alliage 2A12-T4 a été étudié dans deux bains différents. Les fissures s'amorcent toujours à l'interface entre le substrat et la couche d'oxyde quelle que soit la nature du bain.

En acide sulfurique, la réduction de la résistance en fatigue est due à la fissuration de la couche d'oxyde et à la croissance excessive du film d'oxyde dans le substrat. Pour l'anodisation en acide chromique, la réduction de la résistance en fatigue est due aux contraintes résiduelles de traction dans l'interface entre le film d'oxyde et le substrat [111].

Des essais en fatigue ont été réalisés sur des éprouvettes de l'alliage 2024-T351 avant et après anodisation en acide chromique. L'abatement de la durée de vie est montré dans la figure I.26 ; il peut être attribué aux fissures de la couche qui peuvent être à l'origine des fissures en fatigue [108]. La réduction de la tenue en fatigue de l'alliage 7050 anodisé est également attribuée à la nature fragile et aux microfissures dans la couche [112]. C'est le cas aussi de l'alliage 2024 anodisé dans une solution mixte d'acide sulfurique et d'acide tartrique testé en traction ondulée [109].

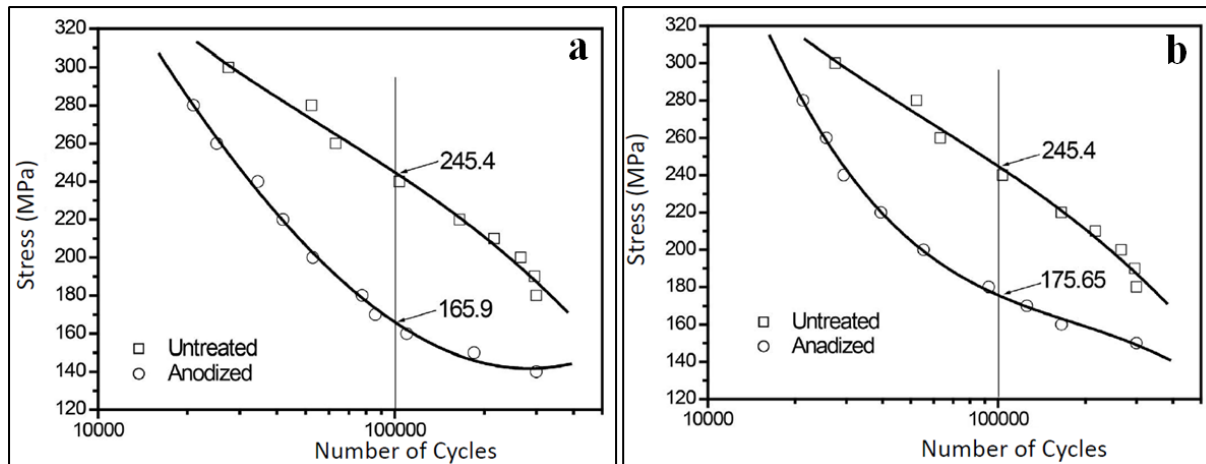


Figure I. 26 : Courbes de fatigue de l'alliage 2024-T351 avant et après anodisation durant 30 min et : T=45°C, V=20 volts (a) et : T=40°C, V=30 volts (b) [108]

Il a été montré aussi pour l'alliage 2014 anodisé que sa tenue en fatigue à grandes amplitudes de contrainte est due à la fissuration de la couche anodique comme montré dans la figure I.27 [114]. Ces surfaces de rupture montrent des sites d'amorçage (O) de fissures à partir de la couche anodique (HA) et qui se propagent vers le substrat (S).

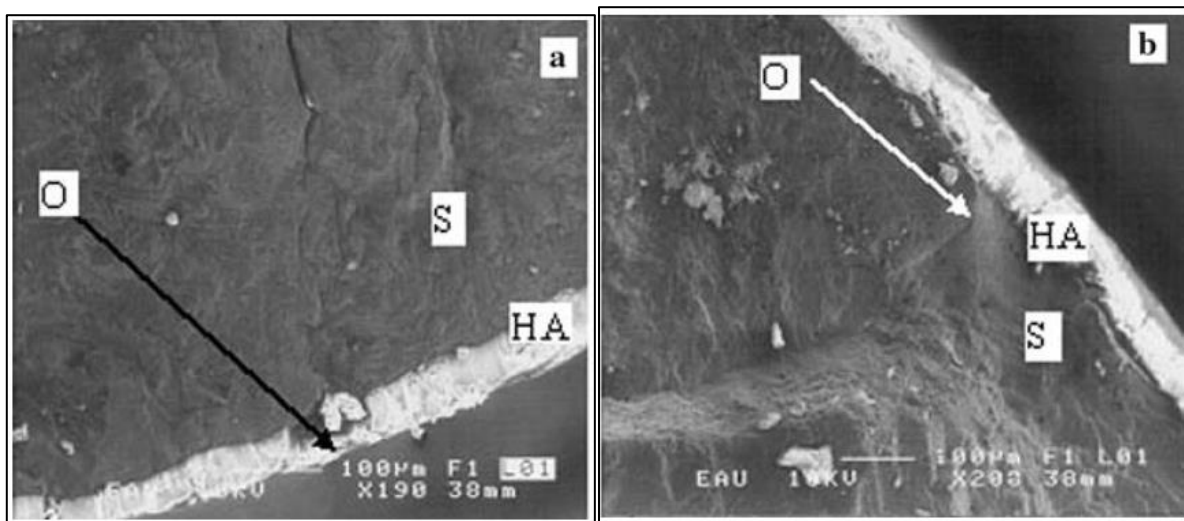


Figure I. 27 : Surfaces de rupture des éprouvettes anodisées, $\sigma^{\text{alt}} = 271,9 \text{ MPa}$ [114]

L'effet néfaste du processus d'anodisation sur la tenue en fatigue de l'alliage 7075 est attribué aux microfissures dans la couche d'oxyde, créées durant le processus, à la nature fragile de la couche et aux irrégularités qui sont présentes dans la couche. Cette diminution de la tenue en fatigue s'aggrave avec l'augmentation de l'épaisseur de la couche d'oxyde [115].

Le type de processus d'anodisation [113] et/ou l'effet associé de l'anodisation et des conditions du traitement thermique du substrat [116] peuvent également intervenir dans les mécanismes de réduction de durée de vie. En effet, à faible niveau de contrainte, l'anodisation réduit considérablement la durée de vie en fatigue de l'alliage 2017 après vieillissement

artificiel et recuit. Cette diminution de la durée de vie en fatigue a été attribuée à la dissolution préférentielle de la matrice autour des particules cathodiques, telles que Al_2Cu , qui ont entraîné la formation de cavités (figure I.28). Quelle que soit la raison de l'initiation des cavités, celles-ci ont agi en tant que concentrateur de contrainte et ont favorisé la création de nombreuses petites fissures de fatigue. La réduction de la durée de vie en fatigue peut également être associée à la nature fragile des particules d'oxyde de cuivre accumulées à l'interface. La réduction est plus prononcée sur les éprouvettes soumises à un recuit. Pour le durcissement par vieillissement, les particules intermétalliques sont plus grossières et par conséquent, elles laissent de plus grandes cavités après leur dissolution lors de l'anodisation, ce qui favorise l'amorçage des fissures et leur propagation ultérieure [116].

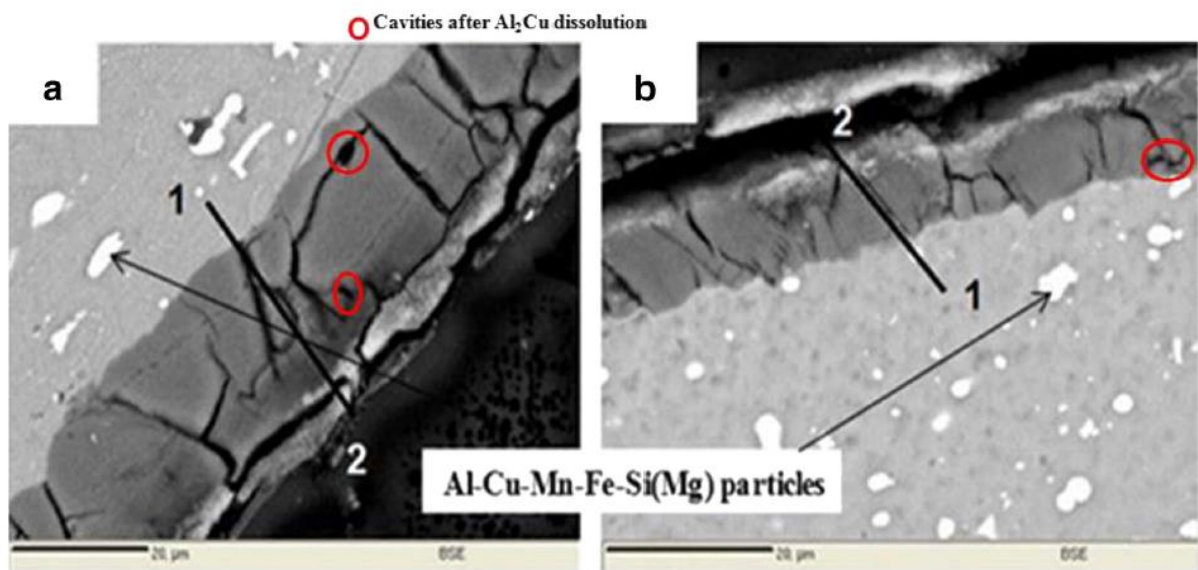


Figure I. 28 : Présence des particules de Al-Cu-Mn-Fe-Si(Mg) dans le substrat et des cavités après la dissolution des particules de Al_2Cu dans le film de l'alliage 2017 anodisé après recuit(a) et après vieillissement (b) [116].

De plus, la nature du chargement semble également avoir une influence sur l'effet de l'anodisation sur la résistance à la fatigue. Une réduction de la résistance en fatigue (figure I.29-a) a été constatée sur l'alliage d'aluminium 2014 anodisé soumis à des essais de fatigue en traction à cause de la formation de plusieurs fissures dans le film d'oxyde durant les premiers cycles de chargement en fatigue. Il a été montré aussi que le film d'oxyde n'a pas d'influence sur le comportement en fatigue lors des essais de fatigue en flexion rotative dans le domaine de grand nombre de cycles et que la résistance en fatigue s'améliore de 20 % à 10^7 cycles (figure I.29-b). Lors d'un essai de fatigue en traction ondulée ($R_\sigma=0.01$), la résistance en fatigue de l'éprouvette anodisée est contrôlée par le comportement d'amorçage de fissure

dans le substrat induit par la rupture du film d'oxyde liée à la déformation du substrat au cours du processus de fatigue [117].

En flexion rotative ($R_r=-1$), l'effet inverse du traitement d'anodisation sur la durée de vie est expliqué par le fait que la couche d'oxyde agit comme une barrière à l'évacuation des dislocations en provoquant des empilements des dislocations et la formation des noyaux de fissures sous le film d'oxyde [117].

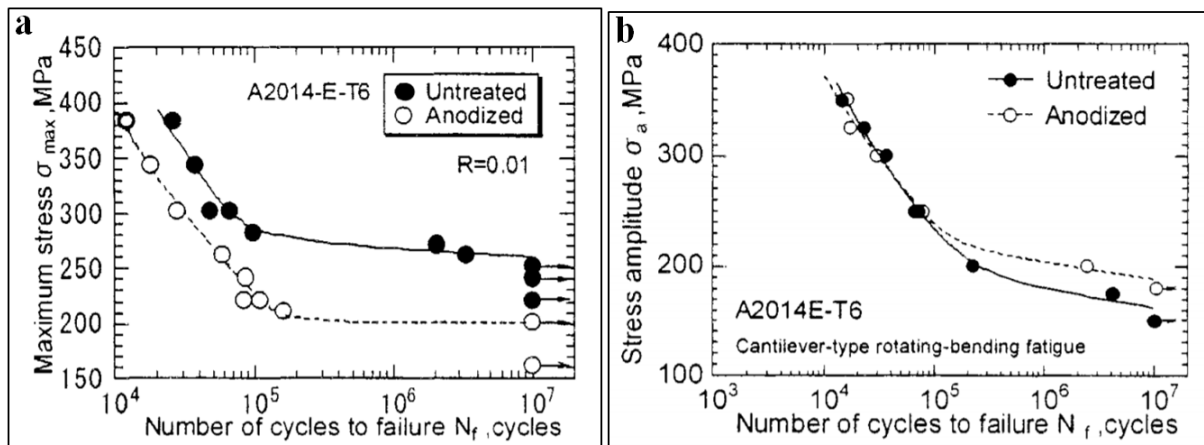


Figure I. 29 : Courbes de fatigue obtenues en traction (a) et en flexion rotative (b) sur l'alliage 2014 [117]

La réduction de la tenue en fatigue peut être aussi liée à la préparation de la surface avant le processus d'anodisation comme par exemple, l'étape de décapage [108, 112]. Les figures I.30 et I.31 montrent en effet une forte réduction de la durée de vie suite à l'étape de décapage pour un alliage 2024 et 7050 respectivement. Cette réduction est accentuée après l'étape d'anodisation pour l'alliage 2024. Au contraire, l'anodisation en elle-même n'a que peu d'effet supplémentaire pour l'alliage 7050.

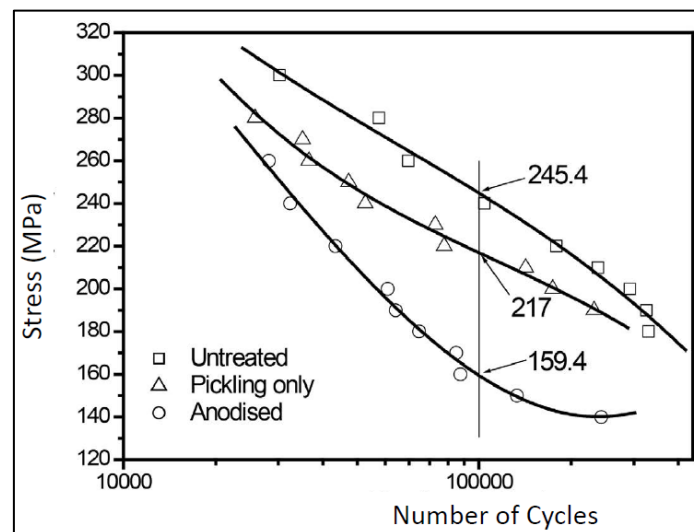


Figure I. 30 : Courbes de fatigue de l'alliage 2024-T-351 sans traitement de surface, après le décapage et après l'anodisation [108]

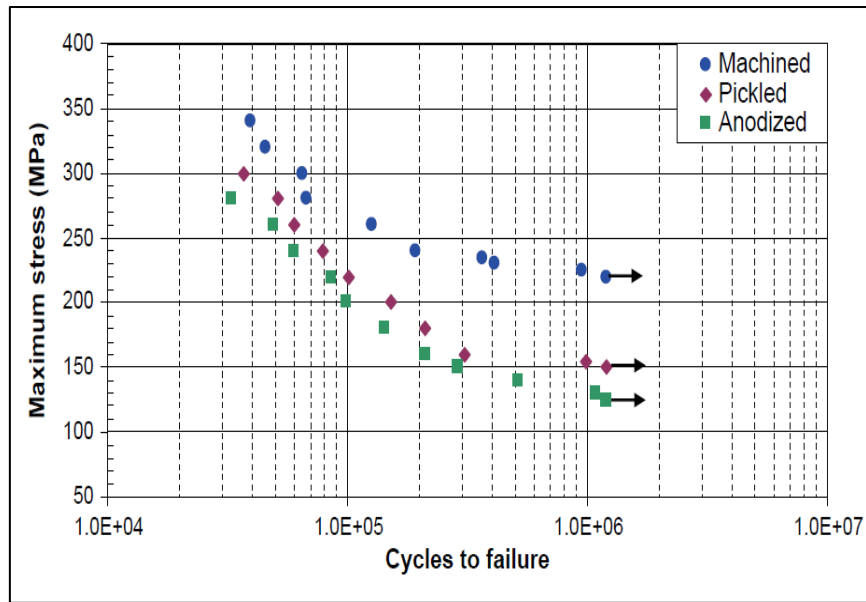


Figure I. 31 : Courbes de fatigue de l'alliage 7050 à l'état usiné, décapé et anodisé [112]

Durant cette étape de décapage, des cavités se sont formées à cause de la dissolution de particules Al_7Cu_2Fe et Al_2CuMg et réagissent comme des amorceurs de fissures ce qui réduit la tenue en fatigue de l'alliage 7050 [112] (figure I.32). Pour l'alliage 2024, la seule explication donnée est que cet effet néfaste peut être attribué soit à la fragilisation du matériau due à l'absorption d'hydrogène lors du processus d'anodisation soit à la fissuration de la couche qui peut agir comme amorceur de fissures en fatigue [108].

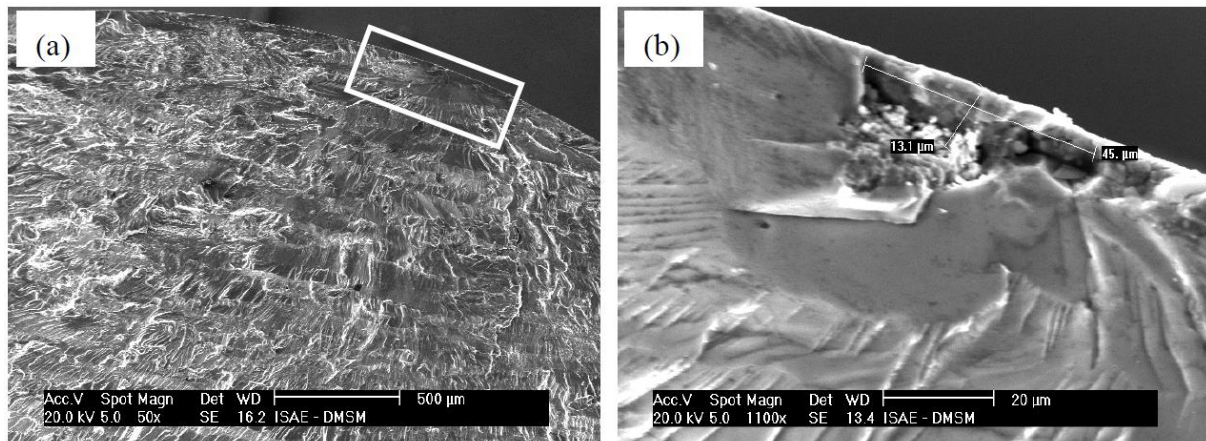


Figure I. 32 : Observation fractographique de l'alliage 7050 décapé après rupture montrant une fissure amorcée à partir d'une cavité, $Ra=0,8 \mu m$ [112]

En conclusion, les mécanismes conduisant à une réduction de durée de vie en fatigue des alliages d'aluminium anodisés sont très variés et dépendent de la composition et microstructure de l'alliage, des différentes étapes du traitement de surface (y compris le

décapage), du type d'anodisation et de ses paramètres,... Il est important de noter que cet effet semble également dépendre du type de chargement.

Après cette étude du comportement en fatigue uniaxiale des alliages d'aluminium et plus particulièrement de l'alliage 2618. Nous nous sommes intéressés dans le prochain paragraphe à la fatigue multiaxiale qui est l'un de nos objectifs principaux dans ce mémoire de thèse.

I.7. Le comportement en fatigue multiaxiale

I.7.1. Généralités

La majorité des pièces ou des structures mécaniques sont soumises à des chargements cycliques multiaxiaux en service. En raison de la complexité du processus de chargement multiaxial, tel que l'état de contrainte multiaxiale, les changements d'orientation de la propagation des fissures et l'influence de l'historique de chargement, l'analyse de fatigue multiaxiale est plus complexe que celle de fatigue uniaxiale. Ces chargements multiaxiaux complexes peuvent être des chargements à amplitude constante ou variable, proportionnels ou non, en phase ou avec déphasage. Sous des chargements combinés, les étapes d'amorçage et de propagation de fissures dépendent de la nature du chargement, de l'angle de déphasage, du rapport de biaxialité (pour un chargement de traction biaxiale) ou du rapport d'amplitude de contraintes (pour un chargement de traction-torsion) et des rapports de contrainte comme ce qui est décrit précédemment en chargement uniaxial.

I.7.2. Effet du déphasage

Un chargement multiaxial inclut des états de contrainte dans lesquels les composants de contrainte et de déformation peuvent être en phase ou en déphasage.

L'effet du déphasage sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium a été beaucoup étudié [118, 119, 120, 121, 122]. Pour l'alliage 7075 testé en traction biaxiale [118], la durée de vie ne change pas avec un déphasage de 45°, par contre la durée de vie augmente avec un déphasage de 90° (tableau I.8 et figure I.33).

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Test	Load x	Load y	Frequency, Hz	Phase Difference, °	Cycles to 1-mm Crack	Cycles to Failure
1	Load2	Load2	10	0	2100	11 300
2	Load1	Load1	10	0	6000	87 087
3	Load1	Load1	15	0	6000	78 578
4	Load1	Load2	10	0	1800	13 971
5	Load2	Load1	10	0	1800	10 851
6	Load1	Load1	10	45	4500	63 000
7	Load1	Load1	10	45	5500	82 000
8	Load1	Load1	10	45	6000	76 800
9	Load1	Load1	10	90	22 800	131 800
10	Load1	Load1	10	90	16 100	135 700
11	Load1	Load1	10	90	17 400	120 600
12	Load1	Load1	10	180	18 900	75 000
13	Load1	Load1	10	180	18 300	70 000
14	Load1	Load1	10	180	11 700	60 000

Tableau I. 8 : Résultats des essais de traction biaxiale de l'alliage 7075 avec et sans déphasage, chargement 1 (Load1): 1.5-15 kN et chargement 2 (Load2) : 3-30 kN [118]

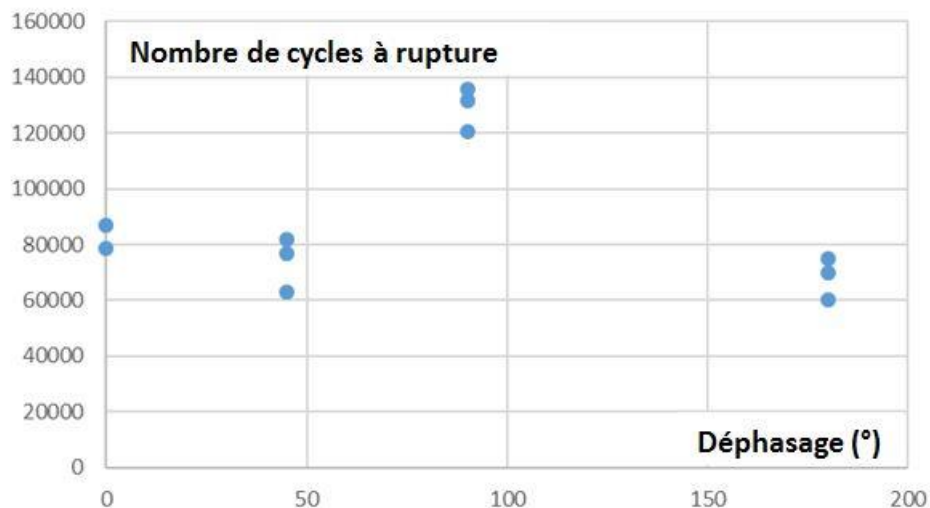


Figure I. 33: Représentation simplifiée des résultats des essais de traction biaxiale de l'alliage 7075 avec et sans déphasage, chargement 1 (Load1): 1.5-15 kN dans les deux axes d'après [118]

Pour le chargement à 90°, un retard important de fissuration a été observé et attribué à la plasticité induite par le mode II. Pour le chargement en phase et à 45°, une seule fissure a amorcé, et la contribution de la plasticité induite par le mode II est très faible.

Le même effet de déphasage a été montré pour l'alliage 2007 (AlCu4PbMgMn) [120] et pour l'alliage 2024 (AlCu4Mg₁) [122] (figure I.34).

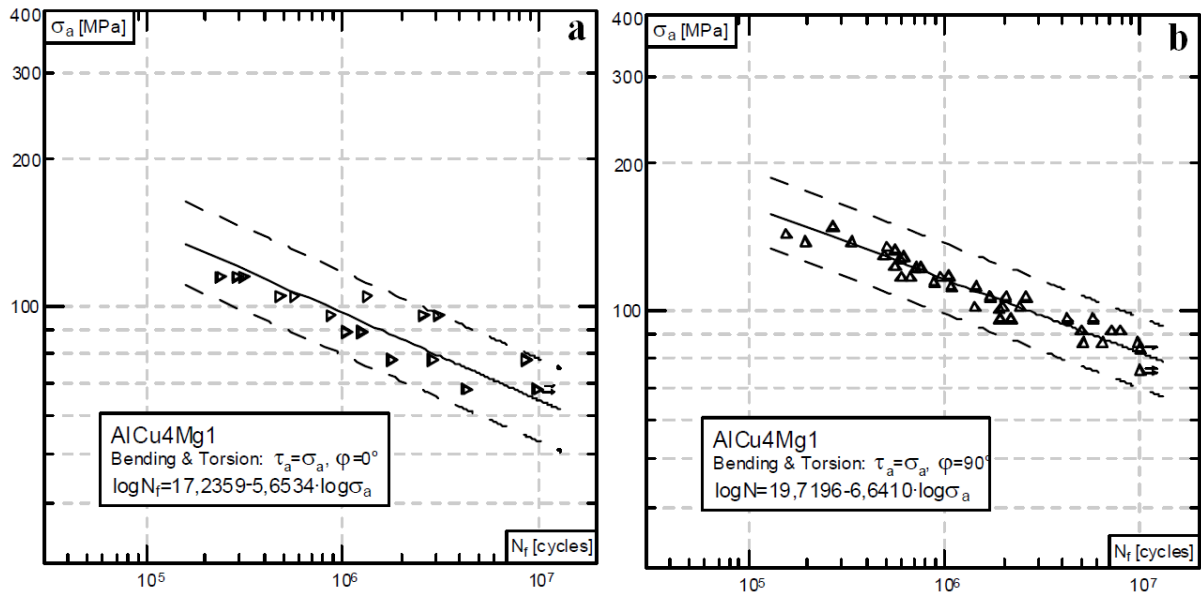


Figure I. 34 : Courbes de fatigue de l'alliage 2024 en phase (a) et avec déphasage de 90° (b) [122]

En revanche, il a été montré pour l'alliage 2A12 soumis à des chargements de traction-torsion que la tenue en fatigue décroît avec l'augmentation de l'angle de déphasage [119, 121].

Il semble donc qu'il n'y ait pas de règle générale et que chaque alliage réagit au déphasage d'une façon qui lui est propre.

I.7.3. Effet du rapport d'amplitude de contraintes sous chargement de traction-torsion

$$\left(\lambda = \frac{\tau_{alt}}{\sigma_{alt}}\right)$$

Le rapport d'amplitude de contrainte est le rapport entre l'amplitude de contrainte en torsion et celle en traction.

T. Lagoda et P. Ogonowski [122] ont montré que la durée de vie de l'alliage 2024 est influencée par le rapport d'amplitude de contrainte (figure I.35).

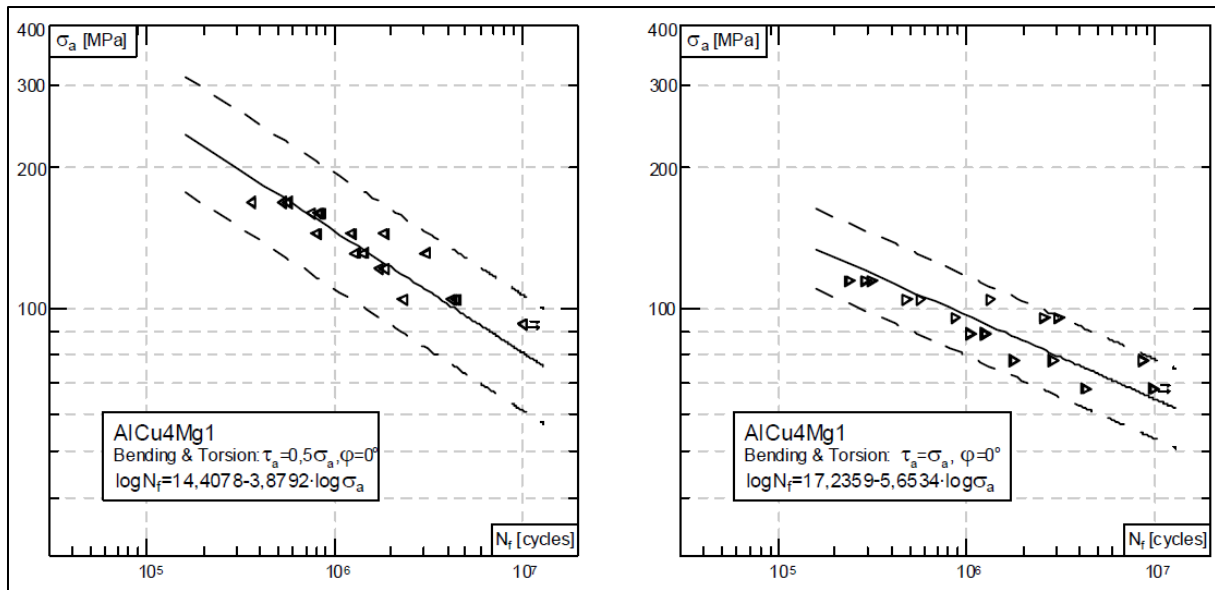


Figure I. 35 : Chargement de traction-torsion en phase sous différents rapports d'amplitude de contraintes (0,5 à gauche et 1 à droite) [122]

Le tableau I.9 regroupe les différentes combinaisons de chargement en traction-torsion sous les deux rapports d'amplitude de contraintes en changeant la participation de la torsion (0.5 et 1).

λ	σ^{alt} (MPa)	τ^{alt} (MPa)	N_f	Rapport de N_f
0.5	200	100	$3,03 \cdot 10^5$	3.53
1	150	150	$8,5 \cdot 10^4$	
0.5	150	75	$9,2 \cdot 10^5$	2.12
1	112.5	112.5	$4,3 \cdot 10^5$	
0.5	100	50	$4,4 \cdot 10^6$	1.03
1	75	75	$4,3 \cdot 10^6$	

Tableau I. 9 : Quelques cas de comparaison de la participation de torsion dans un chargement combiné de traction-torsion d'après [122]

Pour différents rapports d'amplitude de contraintes ($\lambda = 0.5$ et 1), la durée de vie en fatigue se réduit en augmentant la participation de la torsion dans les chargements combinés (figure I.35 et tableau I.9). Cet effet est moins observé pour les alliages 6068 et 2017 (figures I.36 et I.37 et tableau I.10) [93].

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

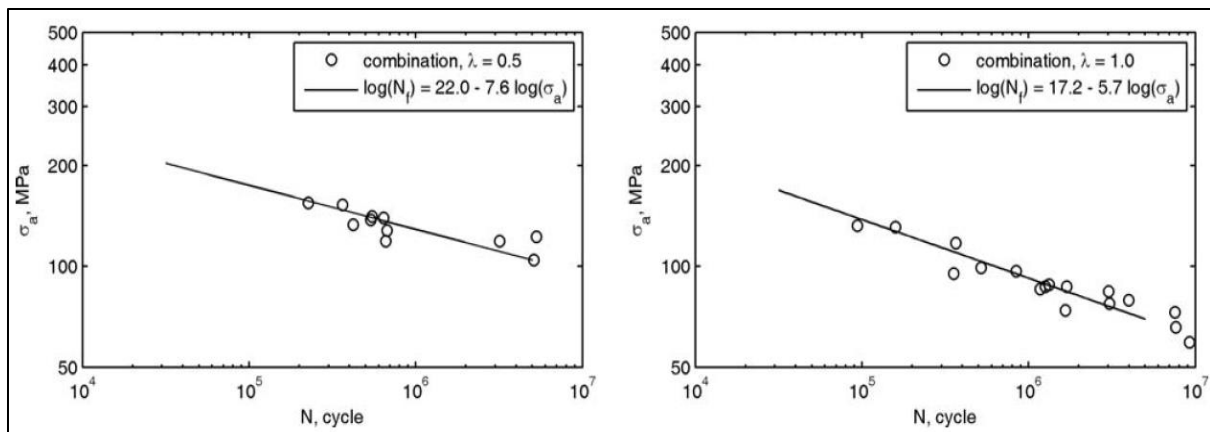


Figure I. 36 : Chargement de traction-torsion sous différents rapports d'amplitude de contrainte de l'alliage 6068 [93]

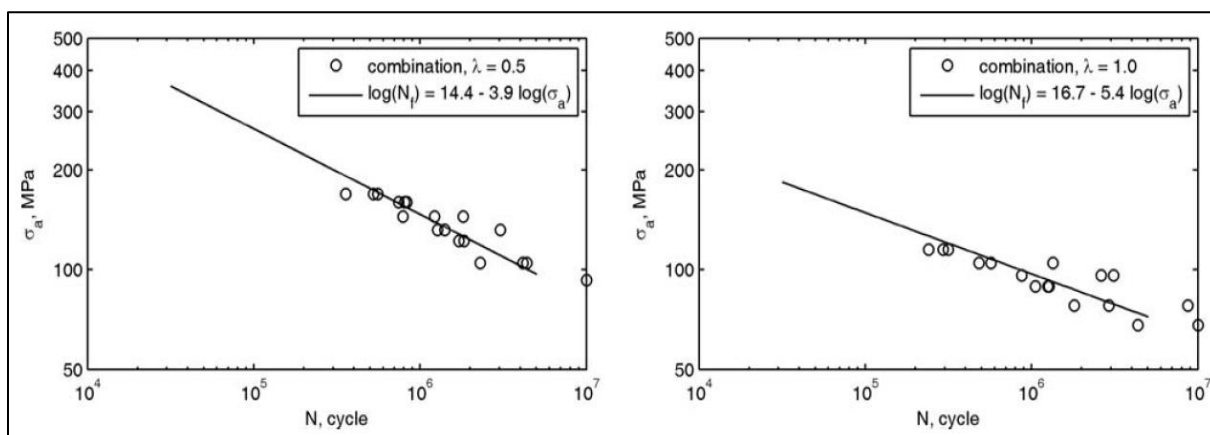


Figure I. 37 : Chargement de traction-torsion sous différents rapports d'amplitude de contrainte de l'alliage 2017 [93]

λ	$\sigma^{alt}(\text{MPa})$	$\tau^{alt}(\text{MPa})$	$N_f(6068)$	$N_f(2017)$	Rapport de $N_f(6068)$	Rapport de $N_f(2017)$
0.5	140	70	$4,8 \cdot 10^5$	$1,07 \cdot 10^6$	1.02	1.7
1	105	105	$4,7 \cdot 10^4$	$6,1 \cdot 10^5$		
0.5	100	50	$6,3 \cdot 10^6$	$3,9 \cdot 10^6$	1.9	1.06
1	75	75	$3,2 \cdot 10^6$	$3,7 \cdot 10^6$		

Tableau I. 10 : Quelques cas de comparaison de l'effet de λ dans le cas des alliages 6068 et 2017 dans un chargement combiné de traction-torsion d'après [93]

L'effet du rapport d'amplitude de contrainte varie donc d'un alliage à un autre.

I.7.4. Chargement de pression interne

Les travaux en fatigue multiaxiale intégrant la pression interne sont rares du fait de la complexité de la mise en œuvre de ce type d'essais et de la machine. Les études en fatigue

multiaxiale sont concentrées sur la traction biaxiale et sur les chargements combinés de traction-torsion. Un chargement en pression interne est un chargement uniaxial ou biaxial proportionnel, sa combinaison avec la traction ou la torsion est équivalente à un chargement de traction biaxiale ou de traction-torsion, respectivement...

L'intérêt de l'intégration de la pression interne lors d'un chargement de traction-torsion-pression interne est de solliciter le matériau dans plusieurs directions.

En conclusion, l'effet de déphasage et du rapport d'amplitude de contrainte lors d'un chargement multiaxial varie d'un alliage à un autre. L'intégration de la pression interne dans des essais de laboratoire reste rare.

Dans le prochain paragraphe, nous avons décrit les différentes approches que nous avons utilisées dans ce mémoire de thèse pour analyser les résultats des essais sous des chargements multiaxiaux.

I.8. Modèles de prévision de durée de vie

Dans de nombreux secteurs industriels et notamment le secteur aéronautique, les problèmes de fatigue concernent principalement les domaines de l'endurance limitée et illimitée. Les structures aéronautiques sont souvent soumises à des états de contrainte multiaxiale. Cela peut provenir de plusieurs facteurs :

- les chargements appliqués,
- les concentrations de contrainte même si le chargement est uniaxial,
- et/ou la présence des contraintes résiduelles.

L'objectif des modèles de fatigue est de prédire la durée de vie d'une pièce ou d'une structure soumise à un chargement cyclique et de s'assurer qu'elle est en sécurité pour un chargement donné. Nous trouvons trois familles de modèles de prévision de la durée de vie en fatigue multiaxiale : les modèles ou les approches basées sur les invariants, les modèles de type plan critique et les modèles énergétiques. Simultanément, les approches peuvent être basées sur l'usage des contraintes ou des déformations, ou des deux ; l'usage des contraintes est souvent retenu pour des niveaux de chargement où le comportement reste macroscopiquement élastique et des chargements multiaxiaux ; les approches en déformation sont quant à elles utilisées dès que les niveaux de chargement appliqués entraînent des déformations plastiques plus importantes comme dans le cas de la fatigue oligocyclique.

Pour le domaine des grandes durées de vie, signalons que la plupart des critères basés sur les contraintes ne font intervenir que des paramètres liés à l'effet de la contrainte normale ou la

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

pression hydrostatique par exemple (donc la prise en compte de l'effet de la contrainte moyenne de traction) et un terme lié au cisaillement qui traduit seulement l'effet de l'amplitude de cisaillement et non pas celui de la contrainte moyenne de cisaillement.

Toujours dans ce domaine de grandes durées de vie, l'approche basée sur le plan critique est considérée comme l'approche la plus prometteuse en raison de la prévision satisfaisante de la durée de vie en fatigue et sa forte adaptabilité aux matériaux ou aux applications structurales [123]. Le principe général de ces approches est de prédire les conditions d'amorçage ainsi que le site, en se basant sur la détermination du plan dans lequel des fissures peuvent s'amorcer ; les approches se différencient l'une de l'autre par les paramètres d'endommagement qui définissent les conditions d'amorçage. Dans ces critères, la contrainte de cisaillement est considérée comme la cause principale de l'amorçage de fissures car elle peut activer le déplacement des dislocations suivant les systèmes de glissement, tandis que la contrainte normale est responsable de l'ouverture des fissures et peut réduire (ou accentuer selon sa nature) le frottement entre les surfaces des fissures [124] facilitant (ou non) la propagation.

Dans cette étude, nous avons utilisé différents modèles de prévision de type plan critique (Fatemi-Socie, Morel, Findley, Kluger). Ces modèles sont détaillés dans le dernier chapitre consacré à la prévision de durée de vie.

I.9. Conclusions

En ce qui concerne l'alliage 2618 à durcissement structural objet de cette étude, il ressort de cette revue bibliographique que :

1. la microstructure de cet alliage est caractérisée par la présence d'une densité particulièrement importante de particules intermétalliques Al_3FeNi .
2. cet alliage a été un peu étudié en fatigue uniaxiale. La majorité des études concernent essentiellement la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage à différentes températures. Il ressort de ces études le rôle majeur de ces particules intermétalliques, notamment en fatigue, où elles ont été identifiées comme étant à l'origine des amorçages des fissures de fatigue.
3. par ailleurs, ces propriétés mécaniques dont le comportement en fatigue de l'alliage sont sensibles au sens de prélèvement des éprouvettes par rapport au sens de laminage,
4. aucune étude ne semble avoir été menée en fatigue multiaxiale.
5. L'alliage 2618 à un comportement cyclique stable.

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Les alliages d'aluminium sont largement utilisés en construction aéronautique pour les caractéristiques spécifiques élevées mais la protection contre la corrosion qu'assure la couche d'alumine qui se forme naturellement en surface des pièces ne suffit pas pour garantir la longévité des éléments de structure dans des environnements de service aéronautique. Il est nécessaire de traiter les pièces : le plus souvent par voie d'oxydation anodique. Ce traitement, couramment dénommé par extension « anodisation », recouvre en fait une succession d'étapes toutes aussi importantes les unes que les autres pour garantir la haute qualité du traitement : ainsi les phases de dégraissage et de décapage ont pour objectif de préparer la surface à la phase d'oxydation anodique au cours de laquelle la couche d'oxyde artificielle va croître ; l'imprégnation et le colmatage qui suivent sont des opérations qui permettent de « combler » les faiblesses de la couche anodique et de renforcer la tenue de celle-ci à la corrosion. Cependant, cette amélioration se fait au détriment de la tenue en fatigue : de très nombreuses études à ce sujet ont montré que, quel que soit l'alliage ou les paramètres du traitement, la résistance en fatigue diminuait. Les causes de cet abattement ont été largement identifiées : en fonction de l'alliage (composition chimique) et des paramètres de traitement (nature des bains utilisés en phase de décapage, d'oxydation, ..), des cavités peuvent se former en surface avant oxydation ou à l'interface substrat/couche pendant l'oxydation ou dans la couche anodique ; la couche anodique peut se faïencer durant les phases ultérieures à l'oxydation (imprégnation, colmatage). Selon l'alliage et le procédé, l'abattement observé, qui peut atteindre jusqu'à 25%, peut être majoritairement induit par la phase de décapage ou par la phase d'oxydation, voir la phase de colmatage. Chaque cas est particulier et il est nécessaire de caractériser le couple matériau/procédé vis-à-vis de la fatigue pour être en mesure d'optimiser le dimensionnement des éléments de structure anodisés. Par ailleurs, un certain nombre de travaux révèlent une sensibilité au type de chargement, toujours uniaxial, et au rapport de contrainte.

En fatigue à grandes durées de vie, la phase d'amorçage des fissures de fatigue est largement majoritaire comparativement à la phase de propagation ; pour la plupart des alliages métalliques, la durée de cette phase dépend de la microstructure de l'alliage en sous-surface (où s'amorcent généralement les fissures), de la microgéométrie de la surface qui peut induire des concentrations de contraintes locales, de l'état de contrainte interne induit par les procédés de mise en œuvre, traitement de surface compris. La durée de cette phase dépend naturellement de la nature du chargement (traction, flexion, torsion, rapport de contrainte) et

1ERE PARTIE : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

la multiaxialité de celui-ci complexifie l'identification et la compréhension des mécanismes d'amorçage.

Les différents critères de fatigue multiaxiale retenus, de par le choix des paramètres d'endommagement qu'ils utilisent, nous aidera sans doute dans la prévision de la durée de vie en fatigue de l'alliage 2618-T851 sous chargements multiaxiaux.

2^{EME} PARTIE : LE MATERIAU D'ETUDE

Ce chapitre est consacré au matériau étudié dans ce travail de recherche : nous présenterons l'alliage 2618, sa microstructure, ses propriétés mécaniques sous chargement monotone, ainsi que les différentes étapes du traitement d'anodisation mis en œuvre. Nous nous attarderons sur la caractérisation de la surface après chaque étape du traitement d'anodisation.

II.1. L'alliage 2618-T851 étudié

L'alliage 2618 nous a été fourni à l'état T851 par l'IRT-M2P (Institut de Recherches Technologiques : Matériaux Métallurgie et Procédés) de Metz. L'IRT-M2P s'est également chargé de produire toutes les éprouvettes. Deux lots ont été fournis : l'un constitué d'éprouvettes usinées selon nos spécifications, l'autre constitué d'éprouvettes usinées identiquement puis traitées suivant les spécifications internes à l'IRT.

II.1.1. Composition et microstructure

Le matériau a subi un traitement thermique T851 assurant la précipitation fine et homogène de particules intermétalliques. Cette technique métallurgique de durcissement structural est largement utilisée pour améliorer les propriétés mécaniques du matériau et répondre à des objectifs spécifiques [16,20,32,54]. Après trempe et vieillissement artificiel, le produit a subi un étirement à chaud puis un sous-revenu (cf. Figure I.1, chapitre I).

La composition chimique obtenue par analyse EDX est donnée dans le tableau II.1 ; elle est exprimée en pourcentage atomique et correspond aux données de la littérature [16].

Cu	Zn	Mg	Fe	Si	Mn	Ti	Ni	Al
0.9-1.5	<0.1	1.35-2	0.4-0.6	0.2	<0.15	0.15	0.2-0.6	Bal

Tableau II. 1 : Composition chimique (at. %) de l'alliage 2618-T851 étudié

L'analyse microstructurale en microscopie optique d'échantillons prélevés dans une éprouvette témoin a montré la présence d'une grande quantité de particules intermétalliques de grande taille (comparativement à celle des particules durcissantes traditionnelles) dans les grains et dans les joints de grains. Ces particules sont allongées et alignées dans le sens du laminage comme montré dans la figure II.1.

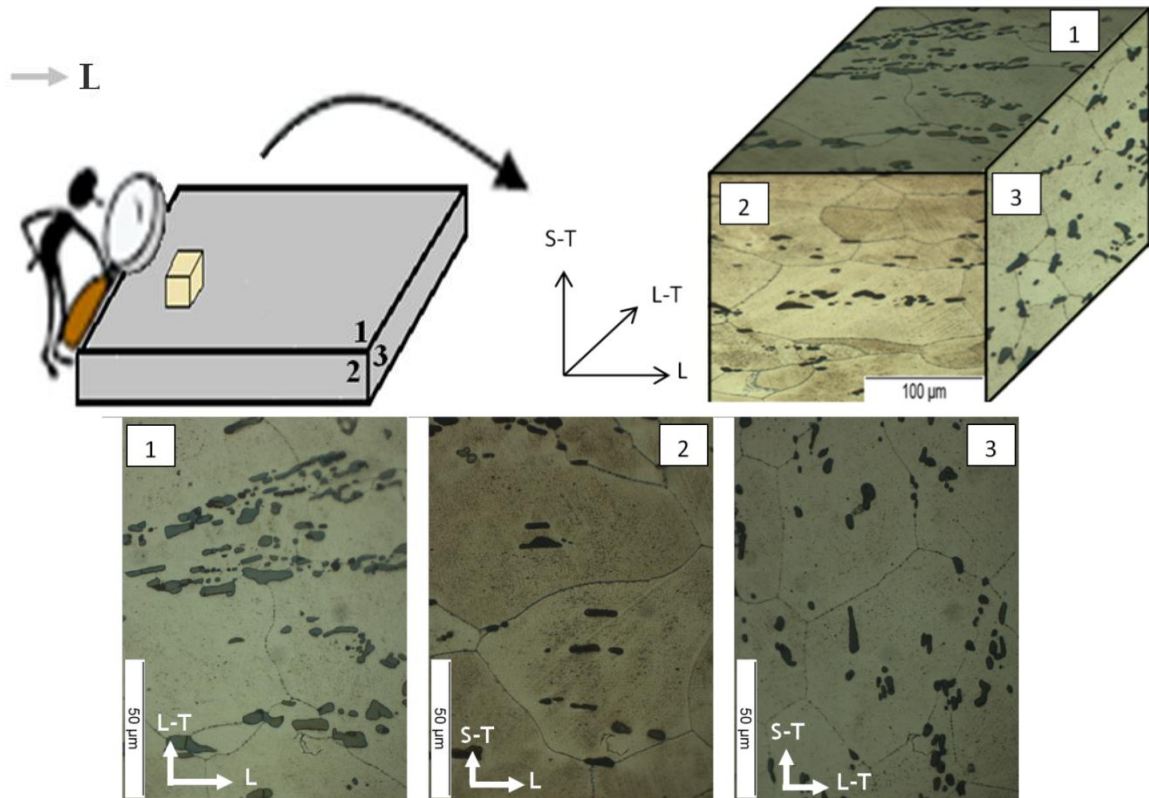


Figure II. 1 : Microstructure 3D de l'alliage 2618-T851

L'analyse microstructurale par microscope électronique à balayage (MEB) d'une section transverse au sens du laminage (S-T/L-T) est représentée dans la figure II.2.

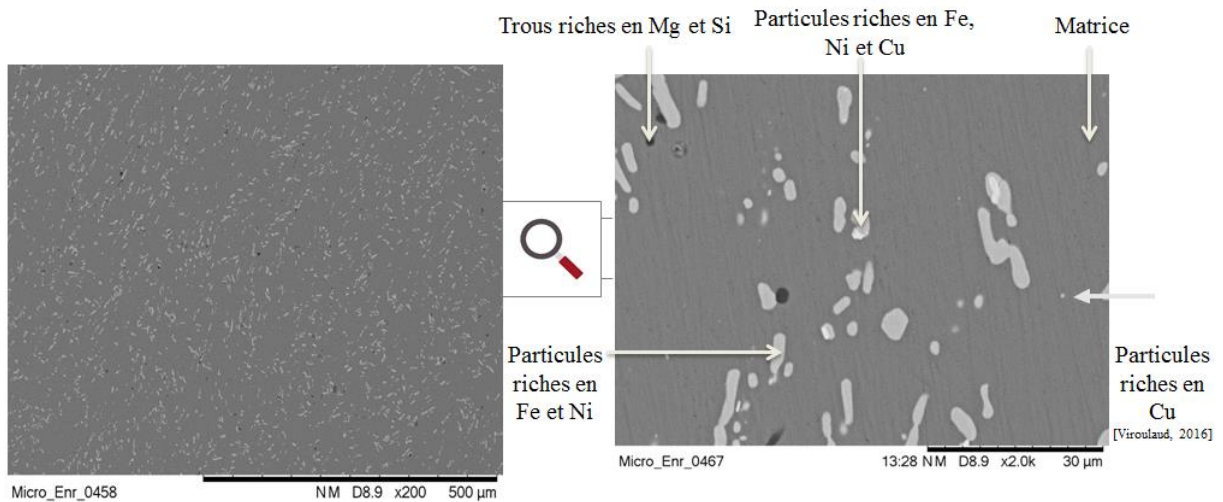


Figure II. 2 : Observations MEB de l'alliage 2618-T851 dans une section transverse au sens de laminage

Nous constatons la présence de deux types de précipités intermétalliques; des particules de grande taille et des précipités durcissants [16]. Les particules grossières ont une densité très importante et sont réparties d'une manière aléatoire à la surface (figure II.3), leur taille allant

2EME PARTIE : LE MATERIAU D'ETUDE

de 1 μm jusqu'à 30 μm . Elles sont riches en fer et en nickel comme le montrent des analyses ponctuelles par EDX (tableau II.2). Elles correspondent à la phase Al_9FeNi .

Elément	Composition massique [m. %]	Composition atomique [at. %]
Aluminium	68,92	81,83
Fer	15,19	8,71
Nickel	12,89	7,04
Cuivre	1,62	0,82
Zinc	0,17	0,08
Magnésium	0,77	1,01
TOTAL	100	100

Tableau II. 2 : Composition métallurgique d'une particule grossière de l'alliage 2618-T851 obtenue par analyse MEB-EDX

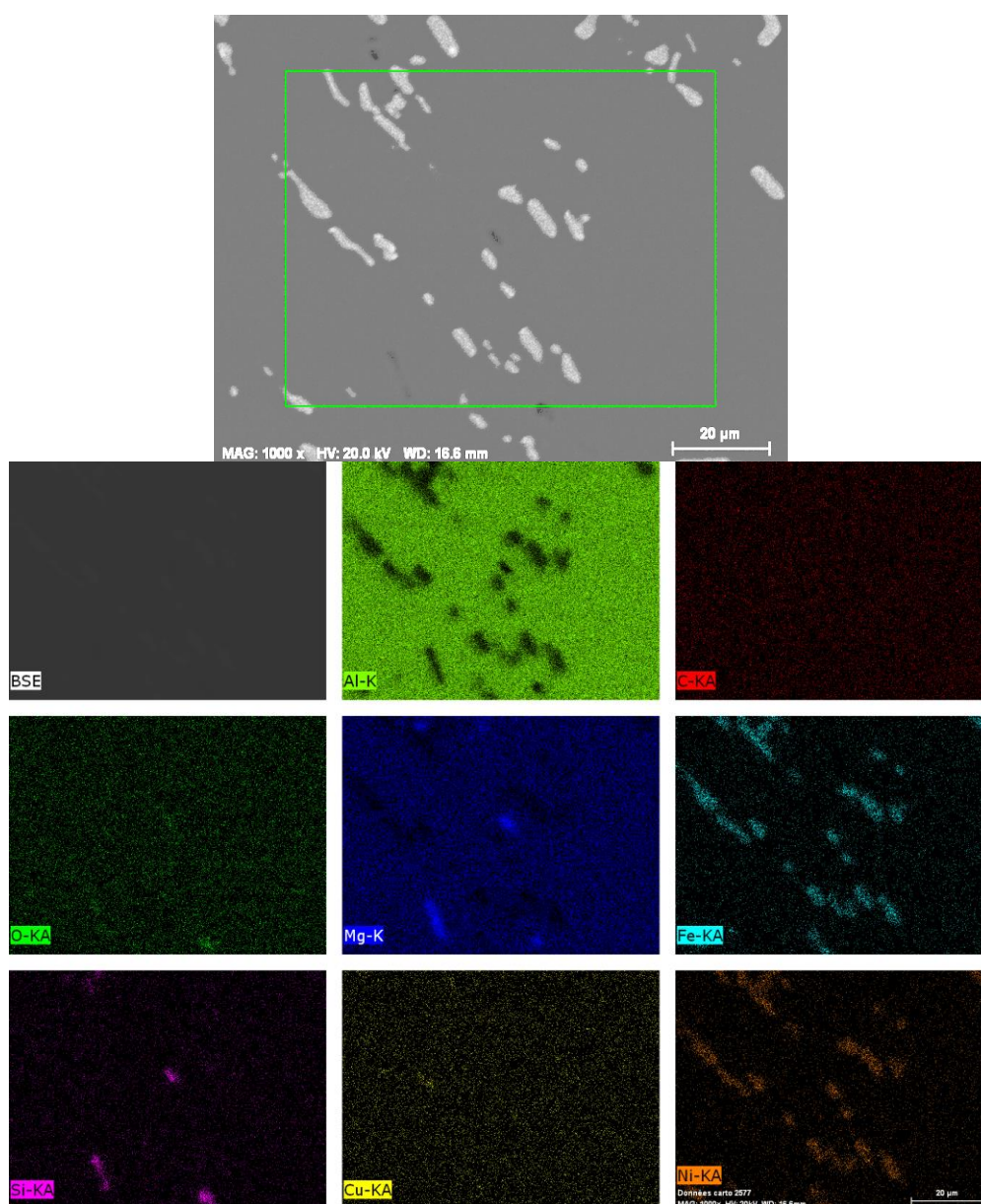


Figure II. 3 : Cartographie de l'alliage 2618-T851

2EME PARTIE : LE MATERIAU D'ETUDE

Les dimensions des particules Al₉FeNi dans les trois directions sont données dans le tableau II.3 ci-dessous :

Plans	Direction	Taille moyenne des grains μm	Grains [min, max] [μm , μm]	Tailles des précipités [min,max] [μm , μm]	Direction des précipités
1	L	65	[9,150]	[1,30]	Suivant L
	L-T	56	[7,130]		
2	L	65	[9,150]	[1,30]	Suivant L
	S-T	56	[7,130]		
3	L-T	52	[9,140]	[1,25]	Suivant L
	S-T	54	[9,85]		

Tableau II. 3 : Dimensions des particules grossières dans différents directions de l'alliage 2618-T851

La répartition de la densité des particules et le ratio entre la largeur et la longueur dans le sens longitudinal et dans le sens transversal sont montrés dans la figure II.4.

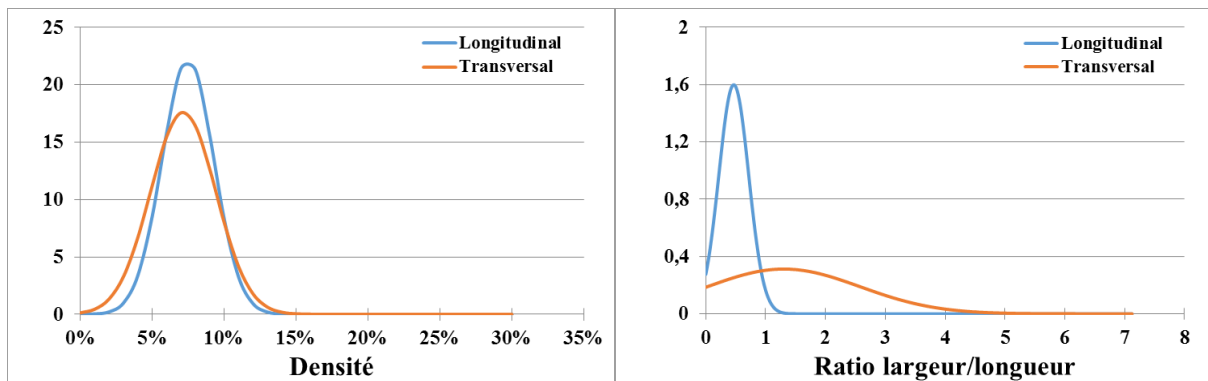


Figure II. 4 : Répartition de la densité et le ratio largeur/longueur des particules dans les sens longitudinal et transversal de l'alliage 2618-T851

En plus de la présence de ces particules grossières, les précipités durcissants sont présents même si nous ne les voyons pas au MEB ; ils sont essentiellement de type Al₂Cu, leur taille est inférieure à 200 nm selon Viroulaud [16] qui a analysé récemment le même produit (2618-T851, Messier-Bugatti-Dowty). Quant au magnésium et au silicium, ils se trouvent essentiellement dans des micropores qui sont rares en surface (figures II.2 et III.3), et sont probablement associés au déchaussement de particules Mg₂Si [16]. Cette microstructure est tout à fait conforme à celle trouvée dans la littérature [16, 40, 55].

II.1.2. Propriétés mécaniques sous chargement monotone à température ambiante

Les propriétés mécaniques de l'alliage ont été déterminées à partir des essais monotones en traction, en compression et en torsion sur des éprouvettes prélevées dans la plaque de façon à

2EME PARTIE : LE MATERIAU D'ETUDE

ce que la contrainte axiale (de traction) soit appliquée dans le sens du laminage. La géométrie de ces éprouvettes est représentée dans la figure II.5.

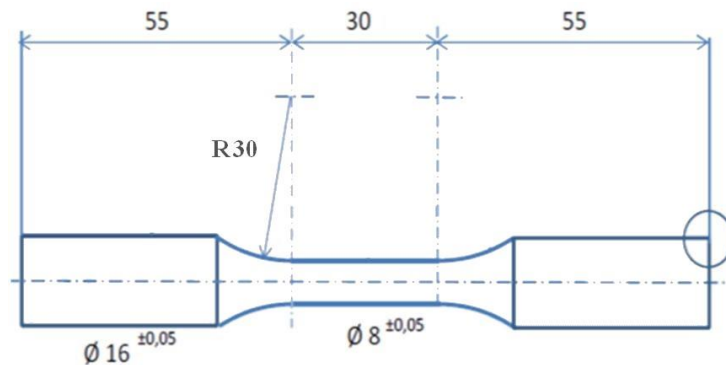


Figure II. 5 : Géométrie des éprouvettes utilisées dans les essais de traction, compression et torsion monotone

Les essais monotones ont été réalisés à température ambiante sur les éprouvettes cylindrique sur la machine de fatigue multiaxiale MTS-809 que nous allons décrire ultérieurement. La géométrie n'étant pas spécialement adaptée à des essais de compression, ceux-ci n'ont pas été conduits jusqu'à la rupture afin d'éviter les phénomènes de flambage. Pour la torsion, les essais ont été réalisés dans la limite de la rotation maximale admissible du vérin rotatif.

Nous avons réalisé quatre essais de traction, deux de torsion et un seul de compression. Les résultats des essais en traction/compression et en torsion respectivement sont illustrés par les figures II.6 et II.7 et les caractéristiques sont présentées dans les tableaux II.4 et II.5.

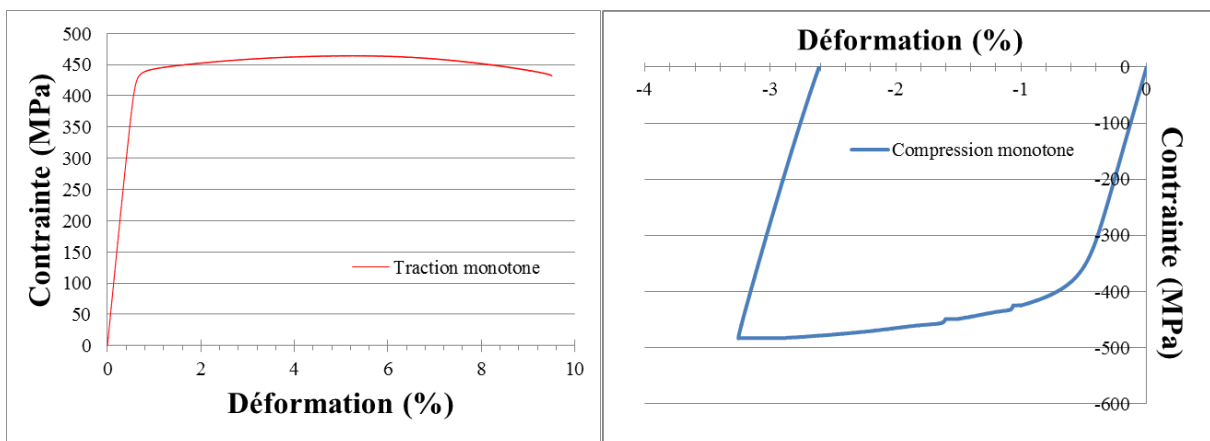


Figure II. 6 : Courbes de traction et de compression monotone

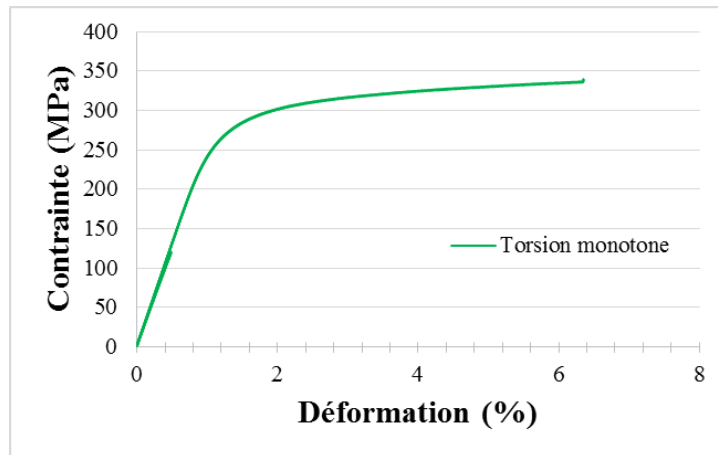


Figure II. 7 : Courbe de torsion monotone

Module de Young E (GPa)	Contrainte maximale en traction/compression (MPa)	Limite d'élasticité en traction/compression à 0,2% (MPa)	Allongement à la rupture (%)
72	464/480	438/400	9

Tableau II. 4 : Propriétés mécaniques en traction/compression de l'alliage 2618-T851

Module de cisaillement G (GPa)	Contrainte maximale en torsion (MPa)	Limite d'élasticité à 0,2% (MPa)	Ratio σ_y/τ_y
27	>336	260	1,69

Tableau II. 5 : Propriétés mécaniques en torsion de l'alliage 2618-T851

Ces résultats sont conformes aux résultats de la littérature, cf. Tableau I.4, chapitre I.

La limite d'élasticité en compression est plus faible que celle en traction ; l'écart relatif entre les deux limites est de 8,7 %. Ces résultats se retrouvent pour quelques alliages d'aluminium. Il semblerait que le ratio dépende du sens de sollicitation par rapport à la direction de laminage [125, 126]

II.2. Traitement d'anodisation sulfurique de l'alliage 2618

Le traitement de surface mis en œuvre dans le cadre de notre étude est constitué de cinq étapes : les éprouvettes sont tout d'abord dégraissées puis décapées afin de préparer les surfaces à traiter à l'étape d'oxydation anodique. Après cette troisième opération qui permet de créer la couche d'oxyde fonctionnelle, les éprouvettes sont imprégnées puis colmatées.

Tous ces traitements de surface ont été réalisés à l'IRT-M2P.

II.2.1. Le dégraissage

Le rôle du dégraissage est d'enlever tous les produits organiques présents à la surface afin de la préparer au processus d'anodisation. Les éprouvettes ont été dégraissées dans un bain

Sococlean A3431⁸ 10% à une température de 45 °C pendant 6 minutes. Son pH est entre 9 et 10.

II.2.2. Le décapage

Le but du décapage est de se débarrasser de la surface de la couche d'alumine naturellement formée : le bain utilisé est un bain de Socosurf A1858/A1806⁹ composé d'acide sulfurique, d'acide nitrique et de nitrate de fer. Le traitement de décapage se fait à une température de 50°C durant 10 minutes.

La figure II.8 illustre l'état de la surface après décapage. Nous pouvons remarquer qu'après décapage, les particules Al₉FeNi subsistent toujours. Les cavités autour de ces particules suggèrent que soit elles ont été partiellement attaquées, soit le substrat qui présente probablement une composition légèrement modifiée autour de ces particules a été préférentiellement attaqué sans que cela entraîne le déchaussement des particules. La taille de ces cavités atteint 10 microns.

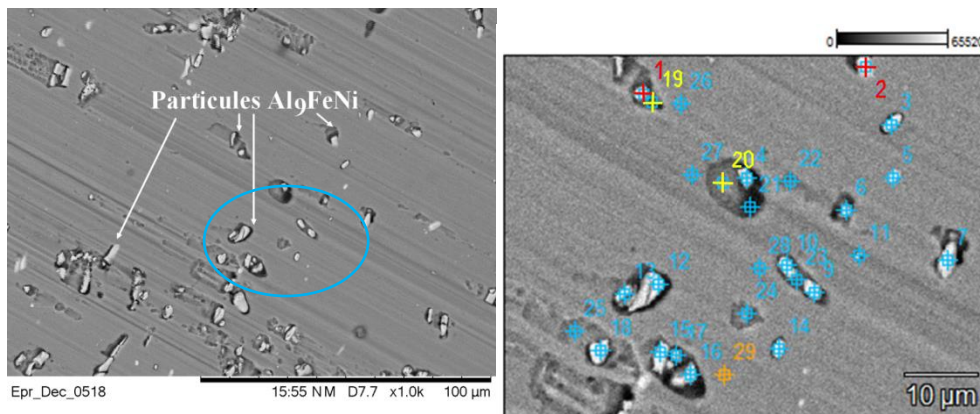


Figure II. 8 : Image MEB et analyse EDX de l'alliage 2618-T851 décapé

	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn
Point 1	1.14	86.06	0.33	0.00	0.16	3.03	2.57	1.52	0.00
Point 2	0.96	83.79	0.00	0.00	0.16	3.12	4.96	1.44	0.12
Point 19	1.52	95.99	0.00	0.00	0.00	0.01	0.00	2.49	0.00
Point 20	1.42	86.67	0.07	0.17	0.15	0.46	0.86	2.11	0.00

Tableau II. 6: Analyse EDX de la surface de l'alliage 2618-T851 décapé dans le Socosurf A1858/A1806 (teneurs exprimées en pourcentage atomique)

Du point de vue microgéométrique, les mesures faites sur le perthomètre optique Alicona ont mis en évidence une légère augmentation de la rugosité de surface des éprouvettes décapées : la rugosité arithmétique Ra passe de 0,8 µm à l'état usiné sans aucun prétraitement à 0,9 µm

⁸ Sococlean A3431 de Socomore, <https://www.socomore.fr/shop/traitement-de-surface/nettoyage-avant-traitement/sococlean-a3431-2/>

⁹ Socosurf A1858/A1806, <https://www.socomore.fr/shop/traitement-de-surface/desoxydation/socosurf-a1858-a1806-2/>

en moyenne après décapage. Cela est dû à la présence de cavités sur la surface plus visible dans les régions contenant beaucoup de précipités intermétalliques Al_9FeNi .

II.2.3. L'oxydation anodique

Le traitement d'anodisation dure 40 minutes à une température de 18 °C dans un bain d'acide sulfurique à une concentration de 200g/L sous une tension de 15 V.

La surface oxydée présente une forte densité de cavités (figure II.9). Du point de vue microgéométrie, une légère augmentation de la rugosité de surface des éprouvettes anodisées a été remarquée. Nous n'avons pas enregistré de dégradation de la rugosité par rapport à la surface décapée : la rugosité arithmétique R_a mesurée attient 0.9 μm . L'épaisseur de la couche anodique varie entre 8 et 10 microns (figure II.10). La couche anodique n'est pas homogène. Nous y retrouvons la présence de cavités situées en surface ainsi que des pores de grande taille (figure II.11) situées tant à l'intérieur de la couche qu'à l'interface substrat-couche. Ces cavités, dont la taille peut atteindre une vingtaine de microns sont probablement apparues à la suite de la dissolution des particules intermétalliques Al_9FeNi durant l'opération.

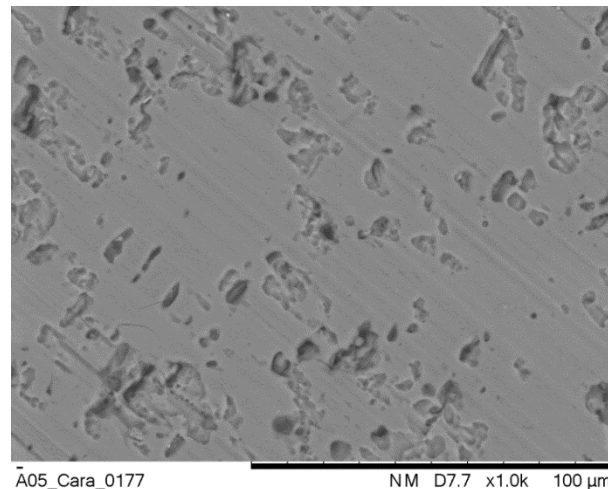


Figure II. 9 : Observation MEB de la surface d'une éprouvette en alliage 2618-T851 anodisé (oxydation anodique)

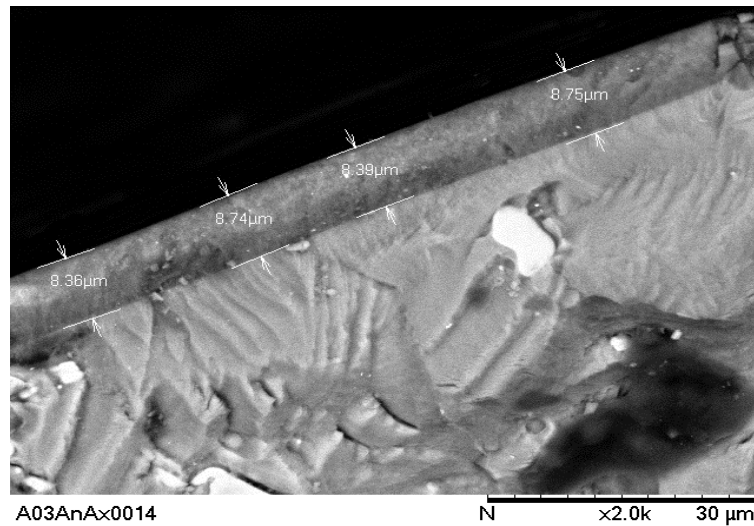


Figure II. 10 : Couche anodique d'une éprouvette anodisée testée en traction cyclique, $\sigma^{\text{alt}} = 100 \text{ MPa}$, $R_o = 0.1$, $R_a = 0.8 \text{ μm}$ et $f = 10 \text{ Hz}$

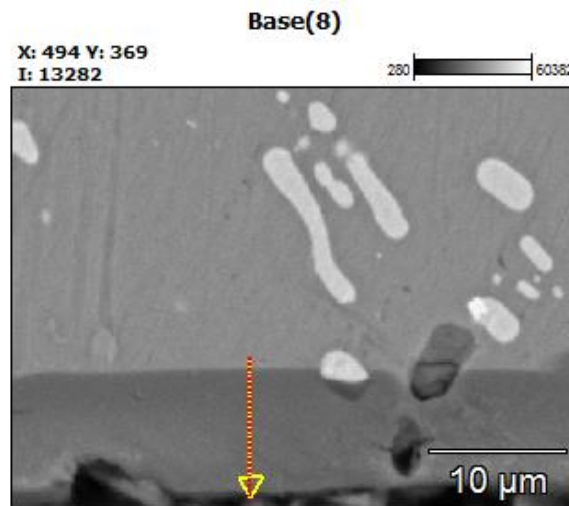


Figure II. 11 : Présence de défauts dans la couche de l'alliage 2618-T851 anodisé

La détermination de la composition chimique de la couche anodique au travers de l'épaisseur a été faite par une analyse EDX linéaire allant du substrat jusqu'à la couche externe (suivant la flèche de la figure II.11). Nous remarquons que la teneur en aluminium et en oxygène varient d'une manière opposée en travers de la couche (figure II.12). Nous retrouvons en surface un oxyde de composition proche de l'alumine (Al_2O_3).

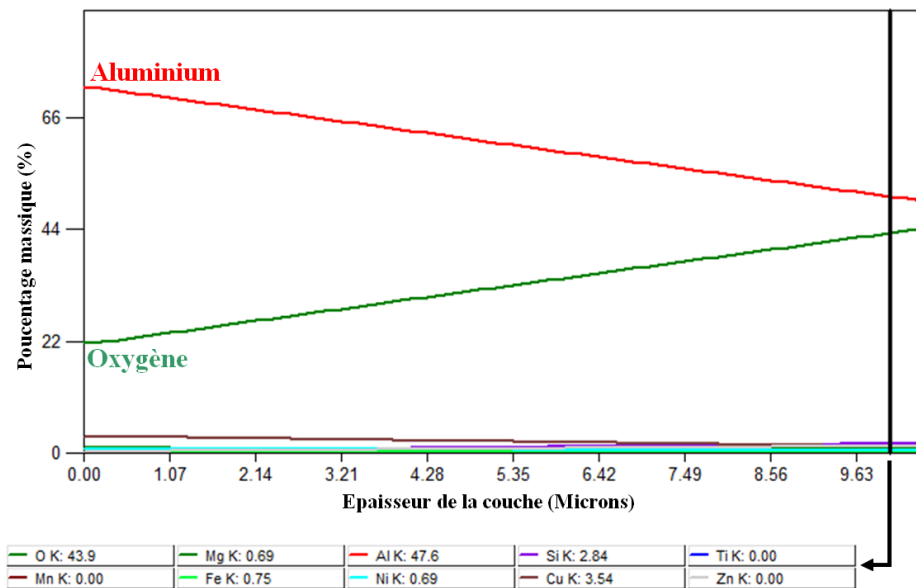


Figure II. 12 : Evolution du pourcentage massique de l'aluminium et de l'oxygène en travers de la couche d'une éprouvette anodisée de l'alliage 2618-T85

II.2.4. L'imprégnation

L'imprégnation suit l'anodisation et a été réalisée en immergeant les pièces dans une solution chimique à base de sulfate de chrome trivalent et de fluorozirconate pour boucher les nanopores de la couche d'oxyde et obtenir une résistance à la corrosion élevée. Le bain utilisé est le Lanthane 613.3¹⁰; il est porté à 40 °C et le traitement dure 20 minutes.

La couche externe après imprégnation est une couche riche en zirconium et en chrome comme montré dans la figure II.13.

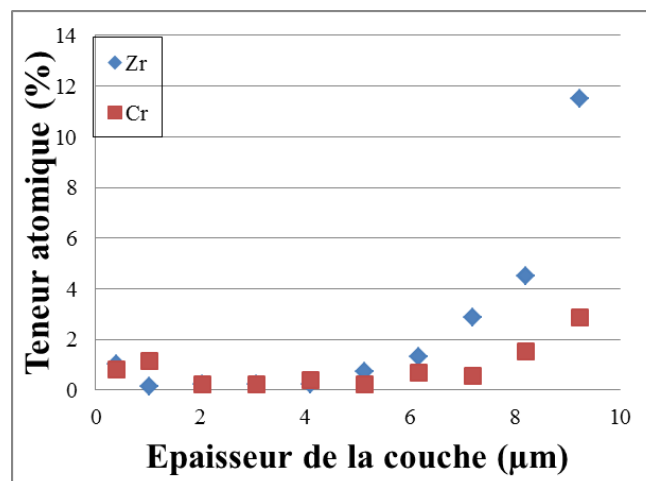


Figure II. 13 : Evolution du pourcentage atomique du zirconium et du chrome en travers de la couche d'une éprouvette imprégnée de l'alliage 2618-T851

¹⁰ Lanthane 613.3 de Coventya, <https://www.coventya.com/fr/produit/lanthane-613-3/>

2EME PARTIE : LE MATERIAU D'ETUDE

L'observation au MEB de la surface imprégnée met en évidence une surface pleine de cavités. La densité surfacique ne semble pas plus importante qu'après l'opération précédente et il n'y a pas de dégradation du niveau de rugosité arithmétique qui est à $0.9\text{ }\mu\text{m}$. Par contre, nous observons la présence d'un réseau de microfissures sur la surface comme le montre la figure II.14. Ces microfissures, d'une manière générale, ne s'étendent que sur la moitié de l'épaisseur de la couche (figure II.15) ; ce réseau de microfissures est à relier à la présence de zirconium et de chrome observée dans la partie supérieure de la couche anodique (figure II.13). Les composés formés lors de cette étape d'imprégnation peuvent, de par leur volume, créer des contraintes à l'origine de fissures. Le gradient de composition peut également être à l'origine d'un gradient de propriétés mécaniques (ténacité, contrainte à rupture,...). Des caractérisations mécano-physico-chimiques complémentaires seraient nécessaires pour établir formellement les raisons de ce type de faïençage.

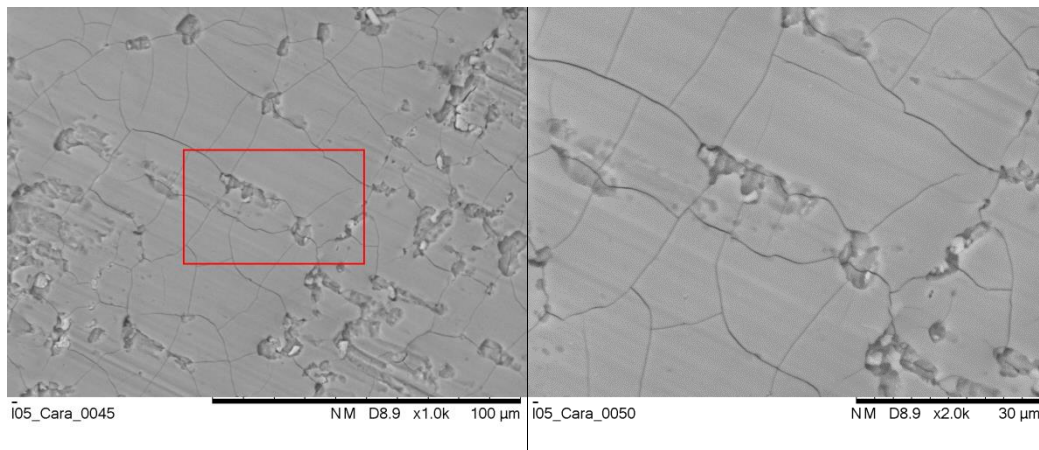


Figure II. 14 : Images MEB de la surface externe de la couche d'une éprouvette Imprégnée dans le Lanthane 613.3 de l'alliage 2618-T851

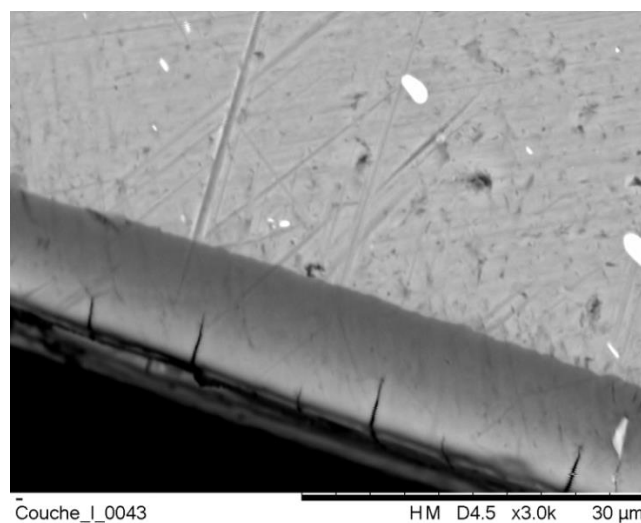


Figure II. 15 : Image MEB de la surface d'une éprouvette imprégnée de l'alliage 2618 montrant la présence de microfissures dans la couche d'oxyde

Les microfissures délimitent des cellules irrégulières plus ou moins fermées de formes polygonales (figure II.14). La taille moyenne des cellules est de 20 μm , leur surface est de 350 μm^2 et une densité de 3.10^{-3} par μm^2 sur une aire représentative de 100x100 $\mu\text{m}\times\mu\text{m}$.

II.2.5. Le colmatage

En raison de la structure de la couche qui reste poreuse après anodisation et imprégnation, une dernière opération est mise en œuvre afin d'augmenter la résistance à la corrosion de la couche anodique. Durant cette opération de colmatage, les éprouvettes sont immergées dans l'eau bouillante (98-100 °C) pendant une demi-heure.

Après colmatage, la couche externe présente des cavités et est faïencée (figure II.16). Les coupes transversales montrent que le réseau de microfissures traverse toute l'épaisseur de la couche et s'arrête au niveau de l'interface (figure II.17).

Ce réseau de microfissures forme des cellules irrégulières plus ou moins fermées ayant une forme polygonale. L'ouverture de chaque microfissure ne dépasse pas 0,4 μm et la taille moyenne des cellules est de 12 μm , une surface de 150 μm^2 et une densité de $7,5.10^{-3}$ par μm^2 sur une aire représentative de 100x100 $\mu\text{m}\times\mu\text{m}$. Le réseau de fissures est donc plus dense après l'étape de colmatage.

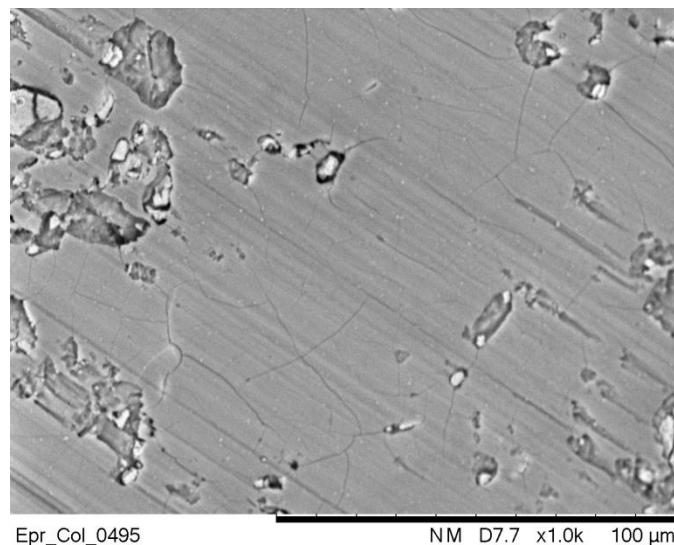


Figure II. 16 : Image MEB de la surface externe de la couche d'une éprouvette colmatée à H_2O de l'alliage 2618-T851

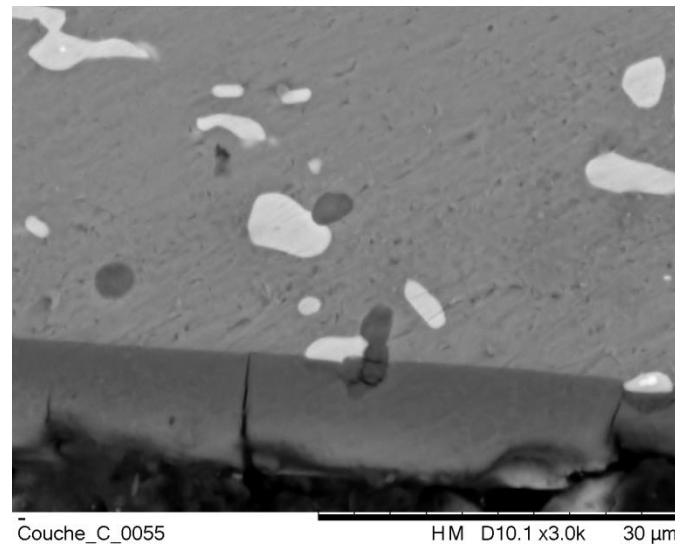


Figure II. 17 : Image MEB de la surface d'une éprouvette colmatée de l'alliage 2618-T851 montrant la présence de microfissures dans la couche d'oxyde

Le faïençage apparu après l'étape de l'imprégnation se développe après le colmatage. Durant le colmatage, les fissures se propagent dans l'épaisseur de la couche d'oxyde jusqu'à l'interface et d'autres fissures se créent.

Ce phénomène peut être mis sur le compte de la différence entre les propriétés physico-mécaniques de la couche d'oxyde et du substrat. En particulier, la différence entre les coefficients de dilatation peut créer des contraintes thermiques de traction dans la couche lors de l'immersion dans l'eau à 100 °C et être à l'origine de la propagation des fissures [62].

II.3. Analyse des contraintes résiduelles

Des mesures des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X dans les zones centrales des éprouvettes brutes d'usinage et traitées ont été réalisées à l'aide d'un robot 'X-Raybot' équipé d'un goniomètre. L'objectif de ces mesures était de savoir si les contraintes résiduelles, qui sont un facteur mécanique majeur, pouvaient jouer un rôle dans la tenue en fatigue de l'alliage 2618-T851.

Les paramètres de l'analyse sont regroupés dans le tableau II.7.

Pic de diffraction	φ (°)	Angle de Bragg (°)
Aluminium α {4 2 2}	0 ou 90	136

Tableau II. 7: Paramètres de détermination des contraintes résiduelles sur toutes les éprouvettes de l'alliage 2618-T851

L'évolution du pic de diffraction en surface d'une éprouvette colmatée par exemple est montrée dans la figure II.18.

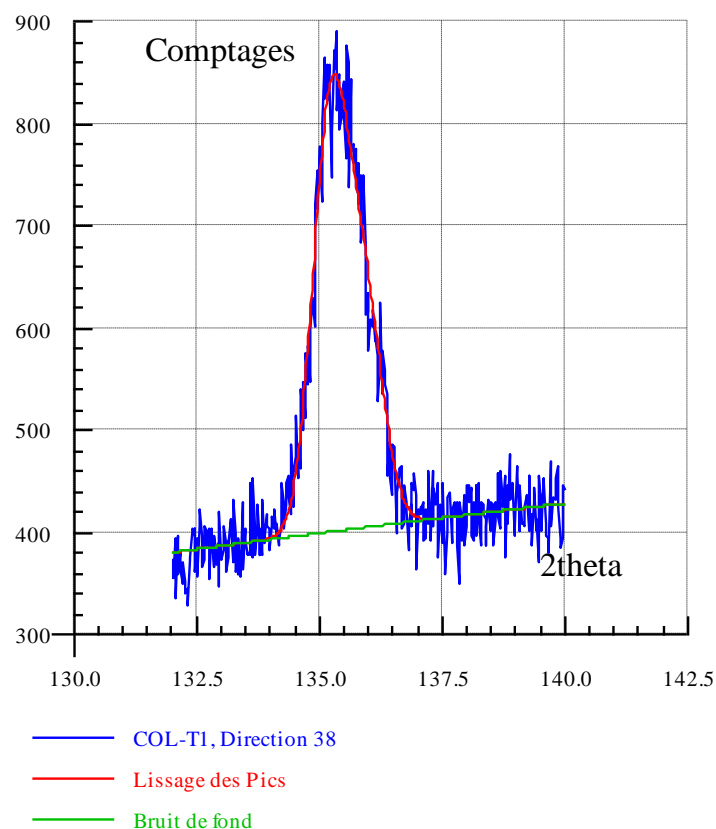


Figure II. 18 : Evolution de pics de diffraction en surface obtenu sur une éprouvette colmatée de l'alliage 2618-T851

Les résultats obtenus sont montrés dans la figure II.19.

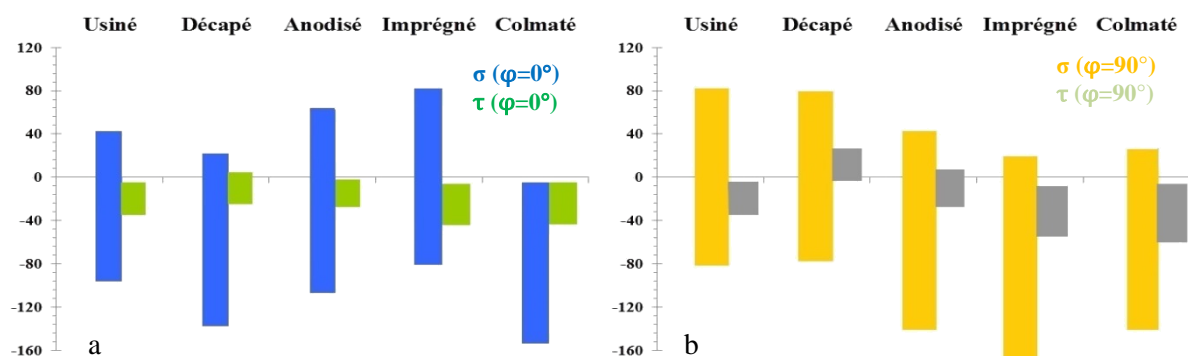


Figure II. 19 : Contraintes résiduelles maximales mesurées pour chaque état de surface de l'alliage 2618-T851, a) $\varphi=0^\circ$ et b) $\varphi=90^\circ$ - Méthode DRX

L'évolution des contraintes résiduelles dans les deux directions sont non marquées et nous en déduisons que le facteur des contraintes résiduelles du triptyque microstructure-microgéométrie-contraintes résiduelles influençant la résistance en fatigue pouvait être négligé dans la suite de l'étude : seuls les facteurs microstructuraux et microgéométriques ont été retenus dans les analyses des résultats de fatigue présentés dans le chapitre III.

II.4. Conclusions

Nous avons présenté dans ce chapitre les résultats des analyses microstructurales et des essais mécaniques sous chargement monotone à température ambiante obtenus pour l'alliage 2618-T851 fourni par l'IRT-M2P de Metz. Ces résultats sont en cohérence avec ceux de la littérature : la microstructure de l'alliage est notamment caractérisée par une forte densité de particules intermétallique de grande taille de type Al_9FeNi .

Ceci fait, nous nous sommes intéressés à l'anodisation de cet alliage et à ses conséquences. Etant donnés les résultats quant aux effets de l'anodisation sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium et notamment l'influence de chaque étape du processus complet d'anodisation, nous nous sommes attachés à caractériser les effets de chacune des étapes du traitement notamment sur la microgéométrie de la surface dont nous savons qu'elle peut jouer un rôle majeur dans la tenue en fatigue, au même titre que la microstructure ou les contraintes résiduelles. Pour cela, la surface des échantillons a été caractérisée après chaque étape du traitement de surface en microscopie optique pour quantifier la densité de défauts créés et électronique pour caractériser la nature des particules affectées par le procédé. Si le dégraissage n'a en rien dégradé la surface des échantillons, nous avons observé de nombreuses cavités après le décapage autour des particules Al_9FeNi , ces cavités suggèrent que soit le substrat a été préférentiellement attaqué, soit ces particules intermétalliques ont été partiellement attaquées. Par ailleurs, suite aux opérations d'imprégnation et de colmatage, nous avons observé la formation d'un faïençage de la couche d'oxyde formée. D'abord jusqu'à mi-épaisseur de la couche anodique après l'imprégnation, ce faïençage pénètre jusqu'à l'interface avec le substrat durant la phase de colmatage. Ce faïençage peut créer des concentrations de contraintes au niveau de l'interface avec le substrat et être à l'origine de la fissuration par fatigue.

Dans l'approche de la fatigue des alliages métalliques, les contraintes résiduelles doivent être prise en compte si nécessaire ; les mesures que nous avons pu faire aussi bien sur l'état usiné qu'après les différentes phases de traitement, ont mis en évidence un niveau de contraintes négligeable et ce quel que soit le type de surface (usinée, décapée, ..). Nous en avons conclu que ce paramètre n'était pas pertinent et nous avons décidé de ne pas le prendre en compte dans l'analyse des résultats des essais de fatigue qui sont présentés dans le chapitre à suivre.

3^{EME} PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

III.1. Introduction

Dans ce chapitre, nous allons présenter dans un premier temps les moyens expérimentaux dédiés à cette étude et ensuite les résultats des campagnes d'essais de fatigue uniaxiale que nous avons obtenus en traction cyclique et en torsion cyclique sous différents rapports de contrainte et rugosités de surface à l'état usiné.

Les essais en traction pure et en torsion pure à l'état traité ont ensuite été réalisés pour caractériser l'effet de chaque étape du processus d'anodisation sur la tenue en fatigue. Enfin des essais en pression interne sur des éprouvettes colmatées ont été réalisés pour caractériser le matériau sous ce type de sollicitation et ensuite comparer ces résultats avec les résultats des essais en traction à l'état colmaté.

Pour chaque cas d'étude, nous discuterons des analyses des faciès de rupture grâce à des observations faites au microscope optique et au microscope électronique à balayage (MEB).

La plupart des essais ont été réalisés sur la machine de fatigue multiaxiale MTS 809 décrite dans le prochain paragraphe mais quelques essais complémentaires, réalisés à la suite de certaines observations, ont été effectués sur une seconde machine de fatigue MTS de traction uniaxiale.

Les niveaux de chargement ont été choisis de façon à couvrir le domaine des grandes durées de vie entre 10^5 cycles et 10^7 cycles.

III.2. Essais de fatigue

III.2.1. Machine d'essai

Les essais de fatigue ont été réalisés sur une machine hydraulique MTS modèle 809. Cette machine permet de faire des chargements en traction-compression (jusqu'à 100 KN), en torsion (jusqu'à 1000 N.m) et en pression interne (jusqu'à 1200 bars), elle est aussi équipée d'un four pour les essais à chaud assurant une montée en température jusqu'à 1400 °C (figures III.1 et III.2).

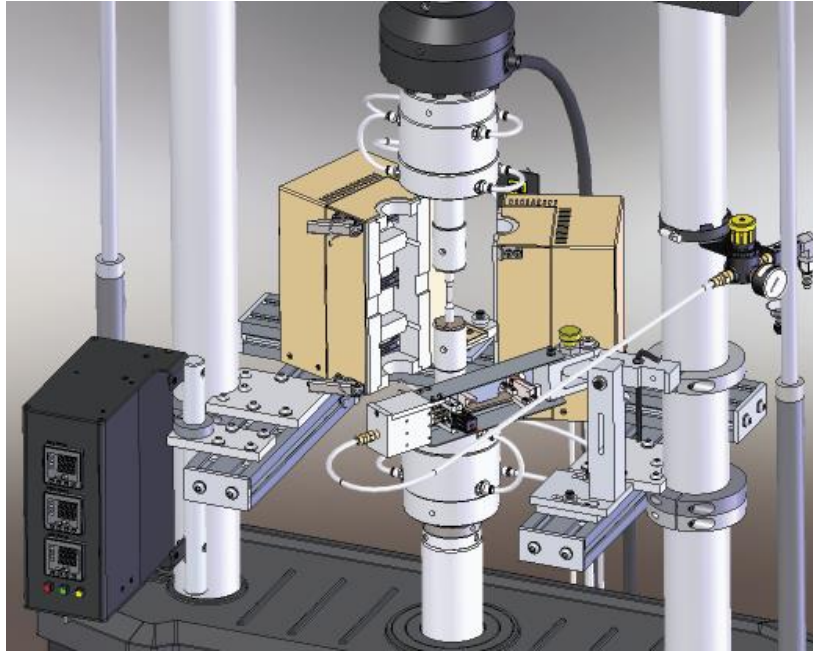


Figure III. 1 : Schéma descriptif de la machine de fatigue MTS-809

L'ensemble est constitué d'un bâti rigide portant un système de serrage de l'échantillon à action hydraulique et une traverse réglable en hauteur sur laquelle sont installés les capteurs qui permettent de mesurer la force axiale et le couple de torsion appliqués à l'échantillon. Les mesures des déformations se font à l'aide d'extensomètres (axial et biaxial). Les efforts et les couples sont appliqués par des vérins hydrauliques placés dans la partie inférieure de la machine. La machine est fournie calibrée, le pilotage pour les essais de fatigue se fait par force (pour la traction), par couple (pour la torsion) et par pression interne pour ces essais. Des limites supérieure et inférieure sont imposées dans chaque axe afin d'éviter l'endommagement de la machine et des éprouvettes.



Figure III. 2 : Machine de fatigue MTS-809

Lors d'un chargement de pression interne, la pression est injectée à l'intérieur de l'échantillon à l'aide d'un intensificateur (figure III.3).



Figure III. 3 : Intensificateur de pression interne

La machine est pilotée par un contrôleur ; nous avons principalement utilisé le logiciel BasicTest pour la conduite des essais.

III.2.2. Géométrie des éprouvettes

La géométrie des éprouvettes cylindriques utilisées pour les essais de fatigue en traction et/ou en torsion est la même que celle utilisée pour les essais monotones de traction/compression et

de torsion (cf. Figure II.5, chapitre II). La géométrie des éprouvettes tubulaires utilisées pour les essais de pression interne pure est représentée dans la figure III.4. Cette géométrie, inspirée par la géométrie retenue par Guerchais [127], est contrainte notamment par les dimensions des mâchoires cylindriques et par celles des injecteurs d'huile (figure III.5).

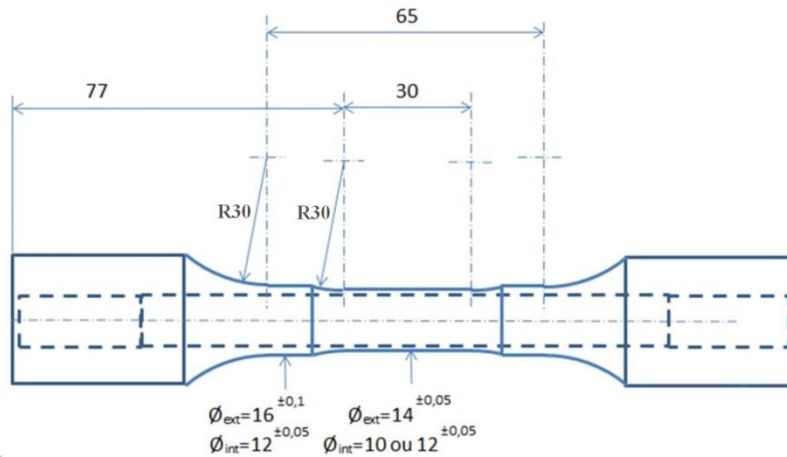


Figure III. 4 : Géométrie des éprouvettes utilisées dans les essais intégrant la pression interne

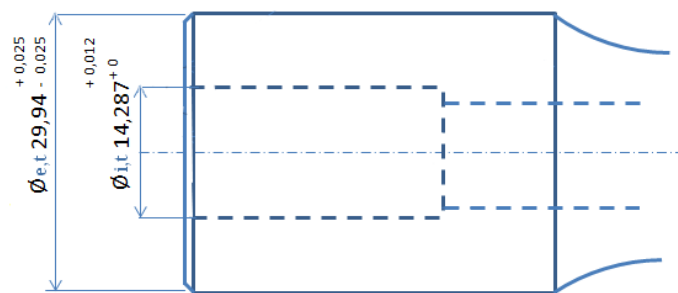


Figure III. 5 : Géométrie et dimensions des têtes d'éprouvette

La géométrie définie pour les essais de fatigue a été optimisée (en forme et en dimensions) pour que :

- les contraintes les plus élevées soient situées dans le tronçon central de l'éprouvette,
- il n'y ait pas de zones de concentrations de contrainte le long de l'éprouvette (cylindre étagé),
- être capable d'utiliser la pression nominale de la machine,
- dans la section la plus sollicitée de l'éprouvette, le gradient de contrainte suivant l'épaisseur soit le plus faible possible.

Ce dernier critère permet d'espérer que les amorçages ne se feront pas systématiquement en surface interne de la zone utile de l'éprouvette, les contraintes étant plus élevées à l'intérieur qu'à l'extérieur dans le cas d'un tube épais sous pression (cf. Equation III.1).

La figure III.6 illustre l'évolution de la contrainte orthoradiale dans une éprouvette tubulaire.

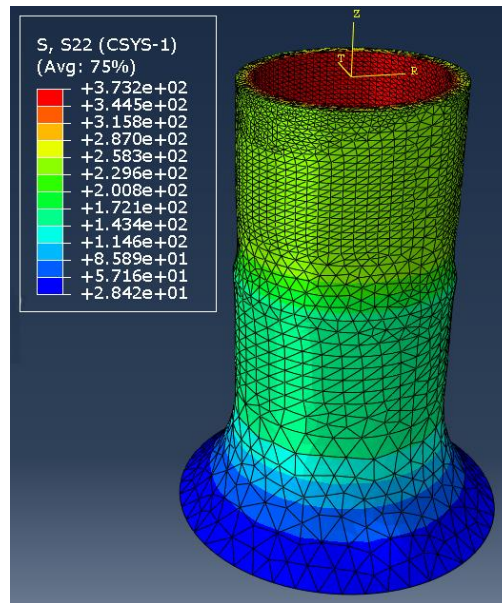


Figure III. 6 : Evolution de $\sigma_{\theta\theta}$ dans une éprouvette tubulaire

III.2.2.1. Dimensionnement du fût central de l'éprouvette tubulaire

Pour le dimensionnement de la zone utile de l'éprouvette, nous avons utilisé la théorie de l'élasticité. Pour la vérification de l'absence de sections de concentration de contrainte, nous avons modélisé l'éprouvette par la méthode des éléments finis. Ce modèle nous a par ailleurs permis de contrôler les résultats fournis par le modèle analytique en se basant sur les contraintes exprimées dans le cas d'un cylindre à parois épaisses soumis à la pression interne. Les différentes contraintes de l'éprouvette sont exprimées en coordonnées cylindriques (figure III.7).

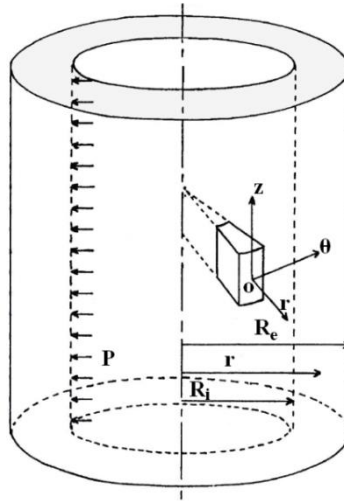


Figure III. 7 : Système de coordonnées cylindriques pour la détermination des contraintes dans l'éprouvette tubulaire soumise à la pression interne

Sous pression interne, les contraintes orthoradiale ($\sigma_{\theta\theta}$) et radiale (σ_{rr}) valent respectivement.

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{PR_i^2}{R_e^2 - R_i^2} \left(1 + \frac{R_e^2}{r^2}\right) \quad (\text{III.1})$$

$$\sigma_{rr} = \frac{PR_i^2}{R_e^2 - R_i^2} \left(1 - \frac{R_e^2}{r^2}\right) \quad (\text{III.2})$$

La figure III.8 illustre l'évolution des contraintes suivant le rayon r.

où P représente la valeur de la pression interne appliquée (Pa), R_i le rayon interne (mm), R_e le rayon externe (mm) et r le rayon courant (mm) entre R_i et R_e .

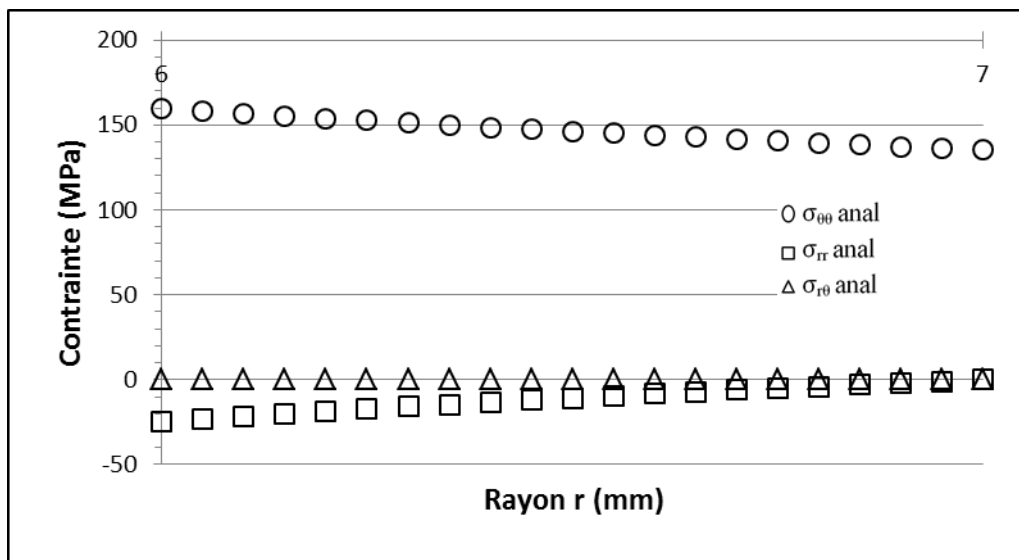


Figure III. 8 : Etat de contraintes analytiques suivant l'épaisseur de l'éprouvette ($P=24,4$ MPa)

Pour la contrainte orthoradiale, le gradient de contrainte entre les parois intérieure et extérieure est égale à :

$$\Delta \sigma_{\theta\theta} = P \quad (\text{III.3})$$

III.2.2.2. Validation de la géométrie à l'aide d'un modèle éléments finis

Pour pouvoir valider l'ensemble de la géométrie et vérifier notamment l'absence de zones de concentrations de contraintes, nous avons construit le modèle éléments finis d'une demi-éprouvette sous Abaqus ; le calcul a été réalisé en élasticité.

La figure III.9 illustre les résultats numériques obtenus et la confrontation avec les résultats fournis par le modèle analytique : nous constatons une parfaite adéquation entre les deux approches.

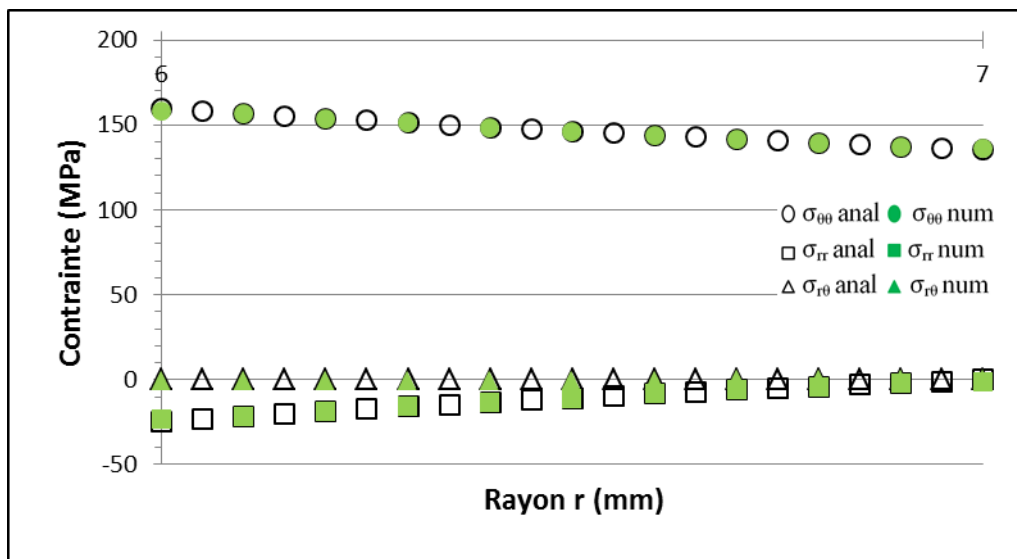


Figure III. 9 : Etat de contraintes analytiques et numériques suivant l'épaisseur de l'éprouvette ($P=244$ bars)

III.2.2.3. Optimisation de l'épaisseur du fût central

La fabrication d'un fût de faible épaisseur reste toujours un problème délicat et le choix de l'épaisseur n'est pas sans conséquence. Pour un même diamètre extérieur et une contrainte orthoradiale sur la surface extérieure identique, la réduction de l'épaisseur est favorable à la réduction du gradient de contrainte (orthoradiale) entre la surface interne et la surface externe : c'est ce qu'illustre le tableau III.1. Or nous recherchons à obtenir le plus faible gradient possible et nous avons donc opté pour une épaisseur de 1 mm.

Rayon intérieur de la zone utile (mm)	Rayon extérieur de la zone utile (mm)	Epaisseur (mm)	Pression interne (MPa)	Contrainte orthoradiale extérieure (MPa)	Gradient dans l'épaisseur (MPa)
5	7	2	120	250	120
6	7	1	45	250	45

Tableau III. 1 : Gradient de contrainte orthoradiale dans l'épaisseur de l'éprouvette pour deux configurations

III.3. Les essais de fatigue en traction uniaxiale

Pour caractériser le comportement en fatigue uniaxiale de l'alliage et quantifier les effets de certains paramètres influents, les essais de fatigue ont été réalisés en traction alternée ($R_\sigma = -2$) et en traction ondulée ($R_\sigma = 0.1$) sur des éprouvettes usinées avec trois niveaux de rugosité 0.8, 3.2 et 6.3 μm . Ces deux rapports de contrainte ont été choisis d'une part car $R_\sigma = 0.1$ est un rapport de contrainte conventionnellement utilisé dans l'aéronautique et d'autre part, dans la perspective de l'identification des modèles de fatigue multiaxiale, afin d'étendre le domaine d'étude expérimentale en y incluant une contrainte moyenne en compression ($R_\sigma = -2$). Puis afin de déterminer l'effet de chaque étape du processus d'anodisation sur la tenue en fatigue, des essais sur des éprouvettes usinées avec une rugosité de 0.8 μm puis traitées partiellement ou totalement ont été réalisés dans les mêmes conditions de chargement. Nous présenterons successivement les résultats obtenus pour l'état usiné et pour les différents états traités.

III.3.1. Cas des éprouvettes usinées

III.3.1.1. Effet de rugosité de surface

Les résultats des essais de fatigue obtenus pour le rapport de contrainte $R_\sigma = 0.1$ avec des rugosités 0.8, 3.2 et 6.3 μm et pour le rapport de contrainte $R_\sigma = -2$ avec des rugosités 0.8 et 3.2 μm sont présentés dans les figures III.10 et III.11 respectivement.

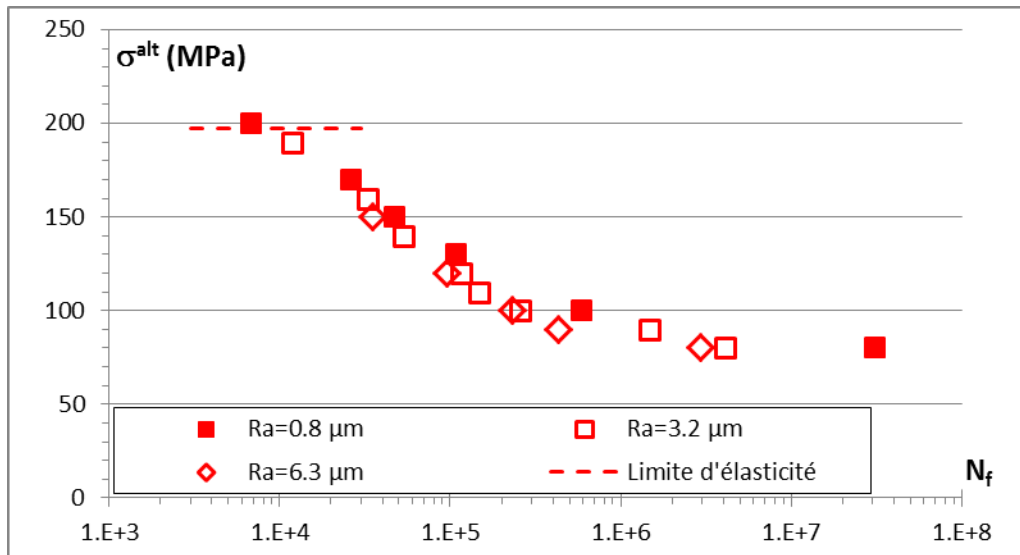


Figure III. 10 : Courbes de fatigue en traction ondulée ($R_\sigma=0.1$) pour les rugosités de 0.8, 3.2 et 6.3 μm

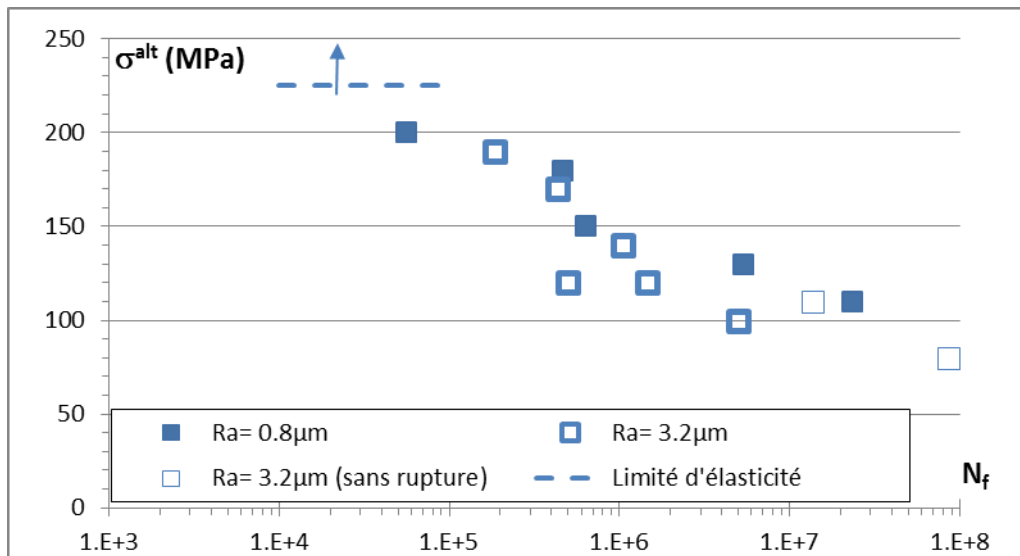


Figure III. 11 : Courbes de fatigue en traction-compression ($R_\sigma=-2$) pour les rugosités de 0.8 et 3.2 μm

Nous pouvons constater que les courbes de fatigue sont quasiment superposées quel que soit le rapport de contrainte et nous en concluons que la rugosité de surface n'a donc pas d'effet sur la résistance en fatigue de l'alliage 2618-T851, et ce quel que soit le niveau de contrainte appliquée. Ce constat est en opposition avec ce qui a été observé pour d'autres alliages d'aluminium pour lesquels une grande rugosité de surface a un effet sur la durée de vie/résistance en fatigue [84, 85, 87, 88].

Par ailleurs, les surfaces de rupture de toutes les éprouvettes rompues ont été observées au MEB. L'analyse fractographique de ces surfaces a montré que, quelle que soit la rugosité de surface et le rapport de contrainte, les fissures se sont amorcées le plus souvent en surface des

3EME PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

éprouvettes à partir de la rupture d'une particule ou d'amas de particules intermétalliques comme l'illustre la figure III.12.

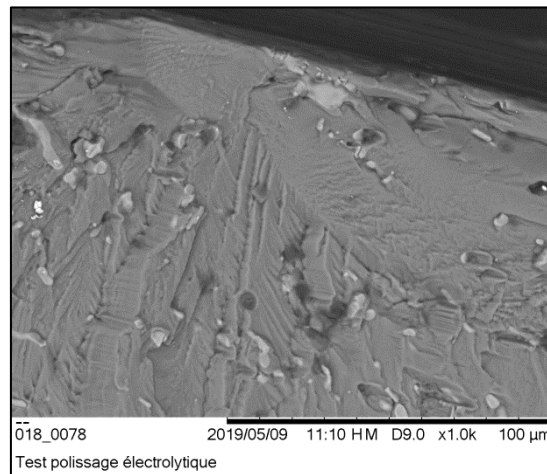


Figure III. 12 : Faciès de rupture d'une éprouvette testée en traction cyclique, $R_a=3.2 \mu\text{m}$, $R_o=0.1$, $\sigma^{\text{alt}}=100 \text{ MPa}$, $N_f=2,56.10^5$

Nous avons pu également observer que les sites d'amorçage étaient uniques et ce quel que soit le niveau du chargement et la rugosité. La taille des particules ou des amas incriminés est d'environ $30 \mu\text{m}$ comme montré dans la figure III.13. L'analyse ponctuelle par EDX (spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie) a permis de montrer que ces particules sont des particules riches en fer et en nickel et correspondent aux particules Al_9FeNi . Cela confirme l'effet néfaste des particules intermétalliques dans les mécanismes d'amorçage en fatigue des alliages d'aluminium à haute résistance [37].

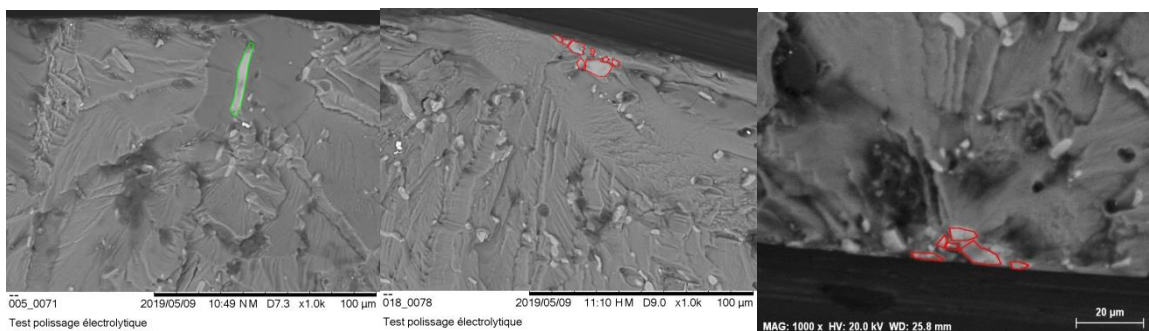


Figure III. 13 : Faciès de rupture d'éprouvettes testées en traction cyclique, $R_o=0.1$, $\sigma^{\text{alt}}=100 \text{ MPa}$, pour des rugosités de a) $0.8 \mu\text{m}$, b) $3.2 \mu\text{m}$, c) $6.3 \mu\text{m}$

Cette présence importante de particules en surface source de concentrations de contraintes peut expliquer le constat expérimental fait quant à l'influence de la rugosité si l'on considère que ces concentrations de contraintes au droit des particules prennent le dessus sur la concentration de contrainte liée à l'état de surface.

3EME PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

Pour les faibles amplitudes de contraintes ($N_f > 10^7$ cycles), l'amorçage a eu lieu à quelques centaines de microns de la surface mais cette fois-ci à partir de grains comme montré dans les figures III.14 et III.15.

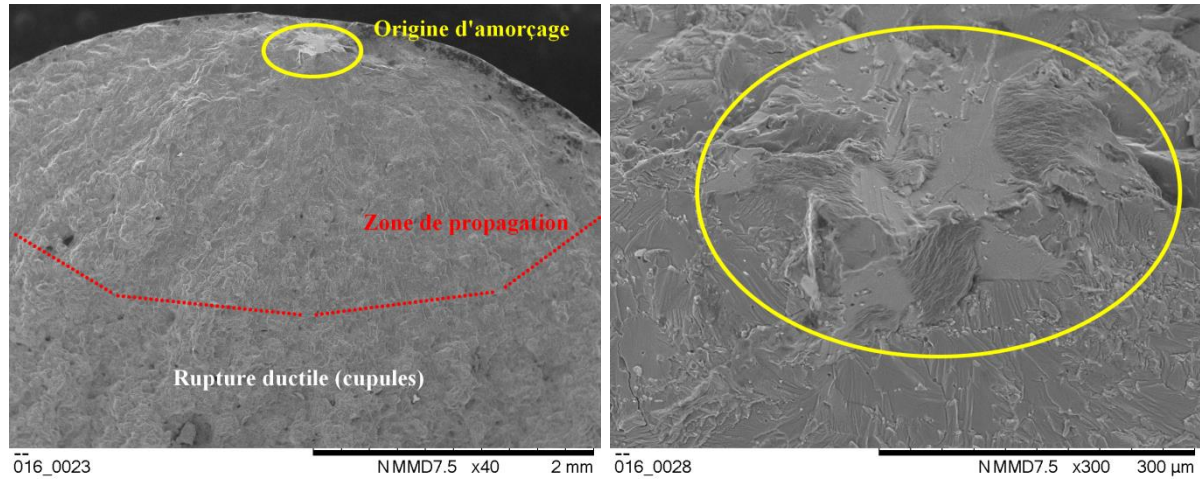


Figure III. 14 : Zones d'amorçage, de propagation et de rupture finale d'une éprouvette usinée, $R_a=0.8 \mu\text{m}$, $R_\sigma=-2$, $\sigma^{\text{alt}}=110 \text{ MPa}$ et $N_f= 2,34.10^7$ cycles

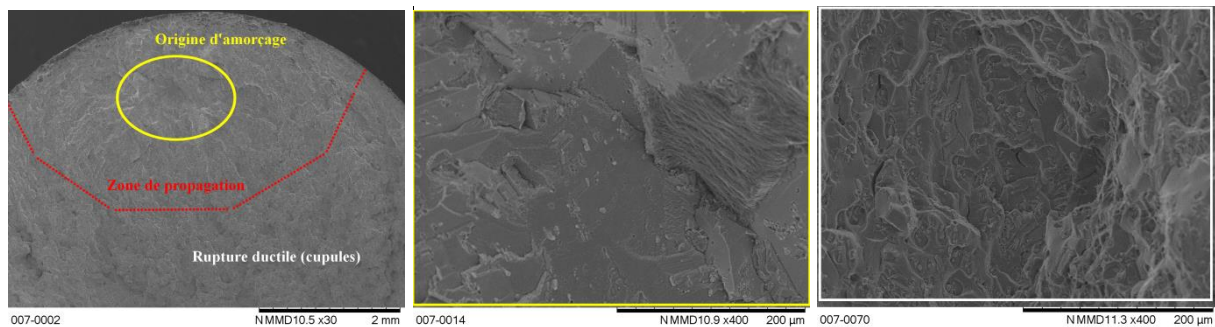


Figure III. 15 : Zones d'amorçage, de propagation et de rupture finale d'une éprouvette usinée, $R_a=0.8 \mu\text{m}$, $R_\sigma=0.1$, $\sigma^{\text{alt}}=80 \text{ MPa}$ et $N_f= 3,12.10^7$ cycles

Il semble donc que dans le domaine de faibles amplitudes de contraintes, les particules intermétalliques ne jouent aucun rôle dans l'amorçage de fissures qui se produit par dynamique de dislocations (présence d'une bande persistante de glissement).

III.3.1.2. Effet du rapport de contrainte

La courbe expérimentale obtenue en traction ondulée avec le rapport de contrainte $R_\sigma=0.1$ est comparée à la courbe obtenue pour le même alliage avec un rapport de contrainte $R_\sigma=0.16$ (figure III.16) [38]. Les quelques points disponibles pour cette dernière sont tous situés en dessous de la courbe que nous avons obtenue pour le rapport $R_\sigma=0.1$ ce qui est conforme à ce qui est observé pour les alliages métalliques : à amplitude de contrainte identique, la durée de vie diminue avec l'augmentation de la contrainte moyenne. Notons cependant qu'un autre

3EME PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

paramètre intervient ici, qui peut biaiser la comparaison : l'état métallurgique qui n'est pas similaire (T851 pour notre étude et T6 pour l'étude citée).

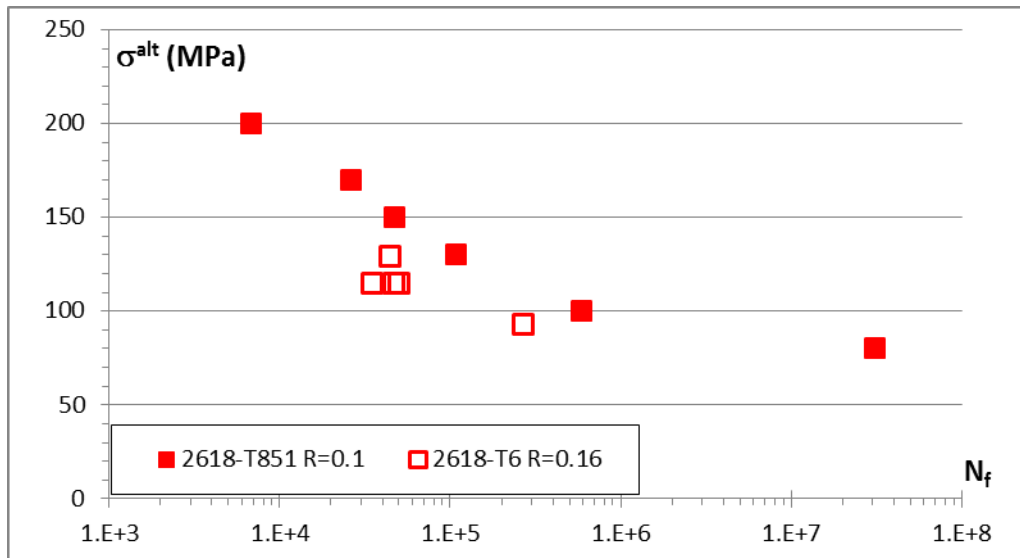


Figure III. 16 : Courbes de fatigue en traction ($R_\sigma=0.1$) à l'état T851 et ($R_\sigma=0.16$) à l'état T6 [38]

Les résultats des essais réalisés sous chargement d'amplitude constante sous deux rapports de contrainte et une rugosité arithmétique de $0.8 \mu\text{m}$ sont présentés dans la figure III.17. Ces résultats mettent en évidence l'influence néfaste d'une contrainte moyenne positive sur la durée de vie : pour une amplitude donnée, la durée de vie en traction ondulée ($R_\sigma=0.1$) est moins importante par rapport à la durée de vie en traction alternée ($R_\sigma=-2$). Cet effet négatif de la contrainte moyenne de traction est commun à la plupart des alliages d'aluminium [92, 93], et nos résultats sont donc conformes à ce qui pouvait être attendu.

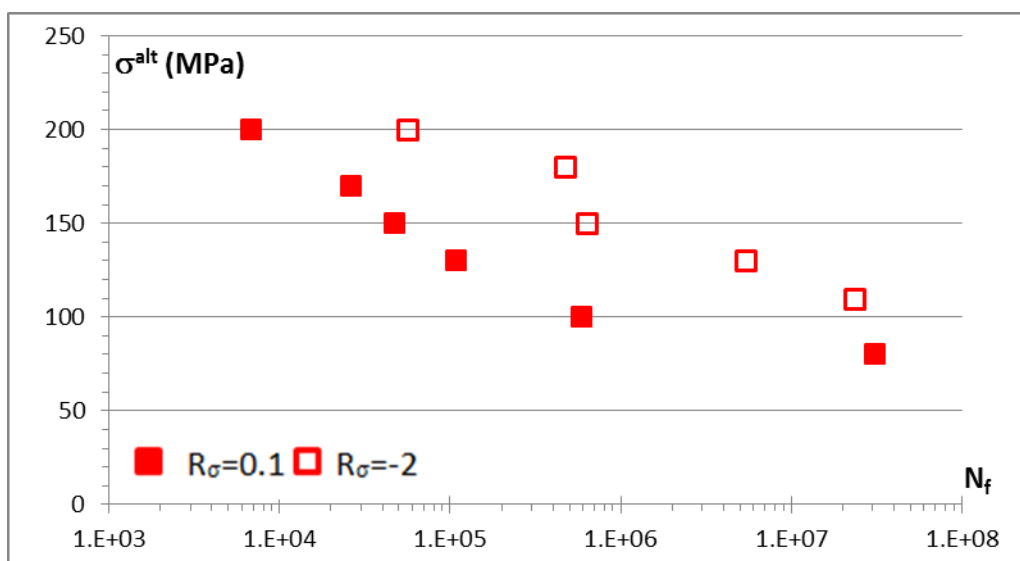


Figure III. 17 : Résultats des essais en traction cyclique sous différents rapports de contrainte ($R_\sigma=0.1$ et $R_\sigma=-2$)

III.3.2. Cas des éprouvettes traitées

L'un des objectifs de cette thèse est de caractériser l'effet d'un traitement de surface d'anodisation sur la résistance en fatigue de cet alliage et d'identifier quelle est l'étape du processus d'anodisation qui est la plus préjudiciable à la tenue en fatigue de l'alliage 2618-T851. Pour cela, nous avons établi les courbes de fatigue pour les principales étapes de la surface traitée : décapage, oxydation anodique, imprégnation et puis colmatage. Les résultats obtenus sur les éprouvettes usinées ont montré que la rugosité de surface a un effet négligeable sur la durée de vie de l'alliage 2618-T851. En conséquence, nous n'avons pas reproduit cette expérience pour caractériser le comportement en fatigue du métal anodisé ; toutes les éprouvettes ayant subi tout ou partie du procédé d'anodisation ont été usinées avec une rugosité de surface unique ($R_a=0.8 \mu\text{m}$) et les essais ont été réalisés en traction ondulée ($R_\sigma=0.1$).

Nous présentons dans ce paragraphe les résultats obtenus pour ces différents états correspondants aux différentes étapes. Nous n'avons pas construit de courbes de fatigue pour chacun des états ; cela aurait pris trop de temps et nous aurait empêché d'investiguer le comportement en fatigue multiaxiale : seuls quelques essais ont été réalisés.

III.3.2.1. Eprouvettes décapées

Les résultats sur les éprouvettes décapées sont présentés dans la figure III.18 qui rappelle les résultats obtenus pour les éprouvettes brutes d'usinage. Ils mettent en évidence l'absence de réduction de la durée de vie en fatigue par rapport aux éprouvettes brutes d'usinage.

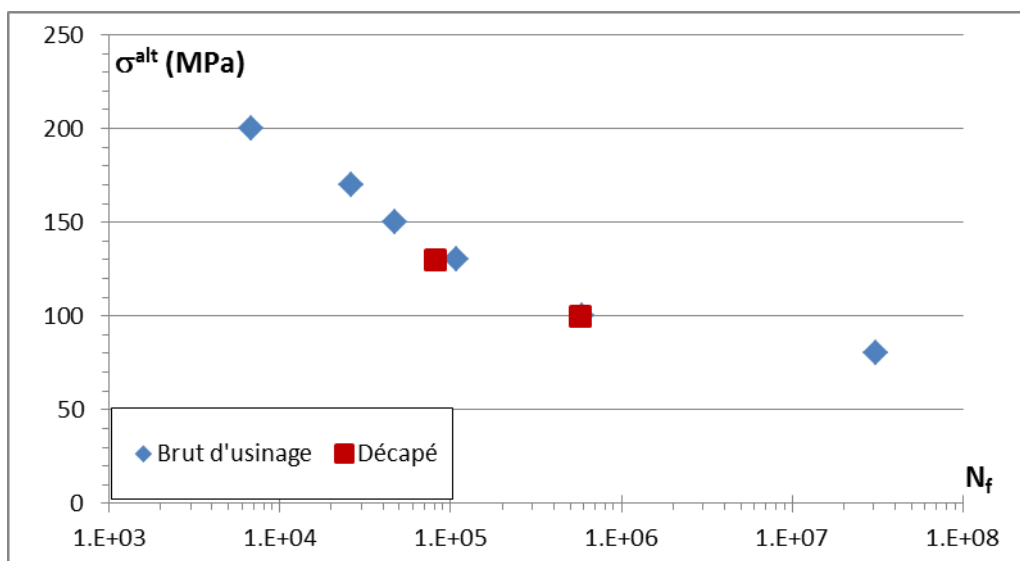


Figure III. 18 : Courbe de fatigue en traction cyclique sur éprouvettes décapées et brutes d'usinage ($R_\sigma=0.1$ et $R_a=0.8 \mu\text{m}$)

3EME PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

Par ailleurs, les observations des faciès de rupture des éprouvettes rompues ont montré que le site d'amorçage est unique et que l'amorçage de fissures se faisait à partir de cavités présentes en surface et qui se sont formées lors du décapage autour des particules intermétalliques Al_9FeNi (figures III.19 et III.20 ; elles jouent, au même titre que les particules, le rôle de concentrateurs de contraintes. Les mécanismes d'amorçage sont donc un mixte de mécanismes similaires à ceux des éprouvettes usinées et aux mécanismes d'amorçage liées aux cavités.

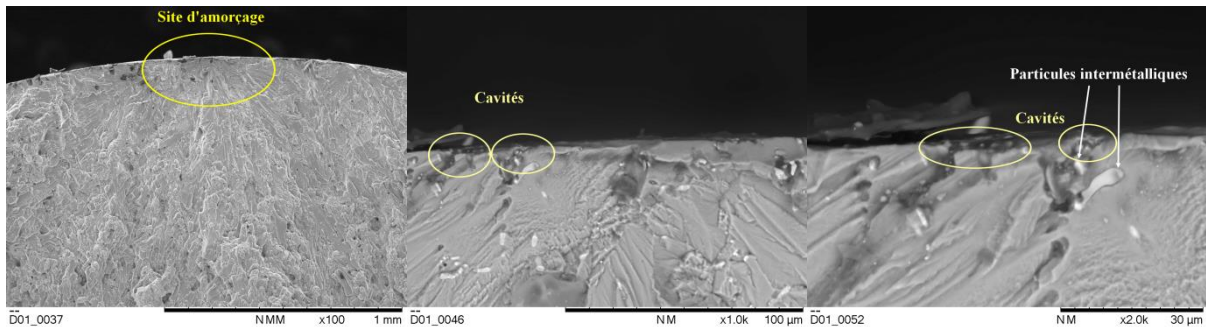


Figure III. 19 : Zone d'amorçage d'une éprouvette décapée, $\sigma^{\text{alt}}=130$ MPa et $R_\sigma=0.1$

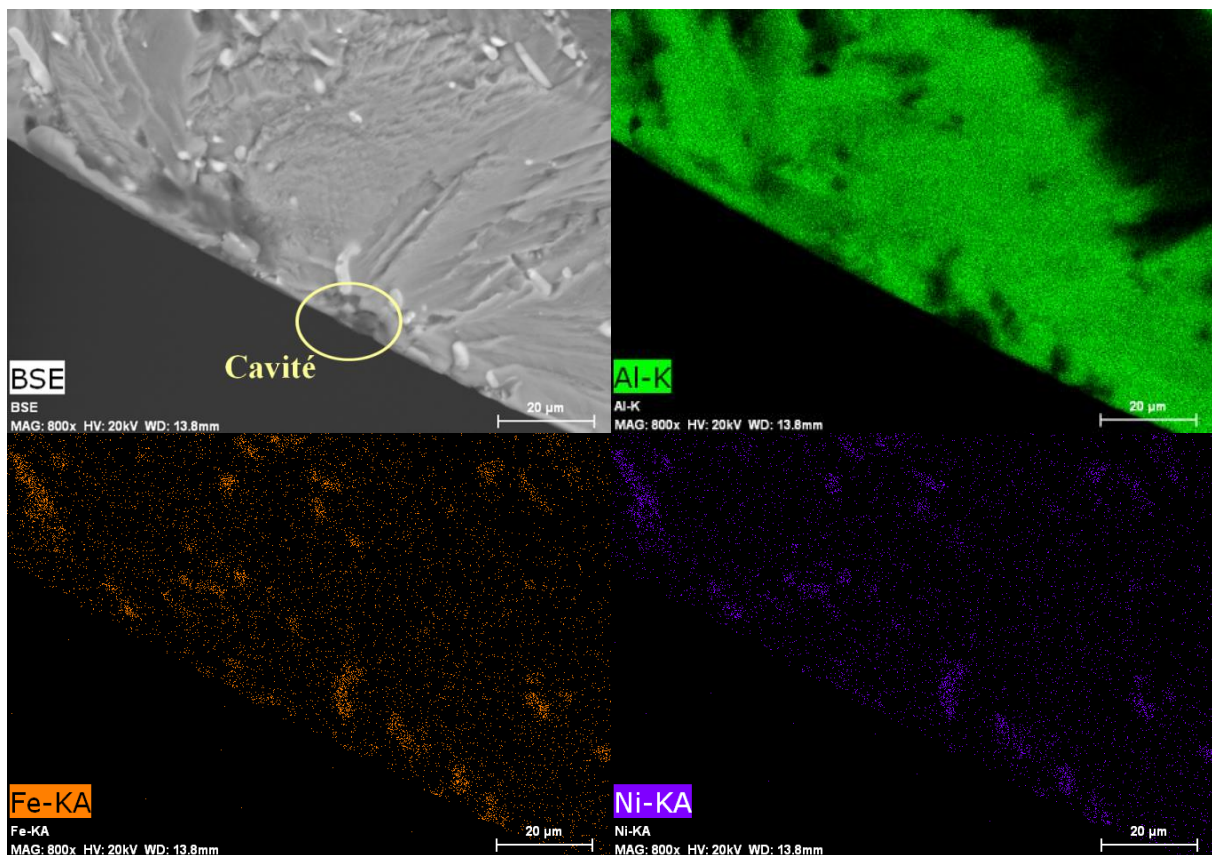


Figure III. 20 : Analyse EDX de la zone d'amorçage d'une éprouvette décapée, $\sigma^{\text{alt}}=130$ MPa et $R_\sigma=0.1$

Ainsi, malgré la présence des cavités (figure III.21 et figure II.8, chapitre II) sur la surface des éprouvettes décapées, la tenue en fatigue n'est pas affectée ; cela vient consolider l'idée que le matériau est très peu sensible à la rugosité de surface.

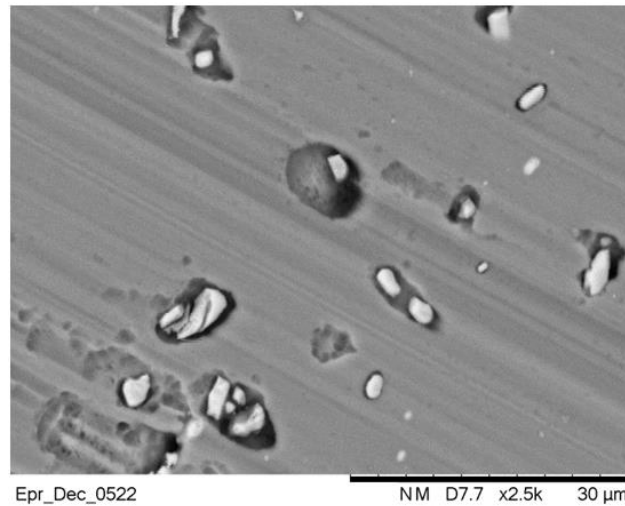


Figure III. 21 : Surface d'une éprouvette après décapage

En conclusion, pour l'alliage 2618-T851 qui nous a été fourni, l'étape de décapage (Socosurf A1858/A1806) n'a aucune influence sur la tenue en fatigue en traction.

III.3.2.2. Eprouvettes anodisées

La figure III.22 montre les résultats des essais obtenus sur les éprouvettes décapées puis oxydées en bain sulfurique. Comme pour les courbes représentées dans la figure III.20, nous faisons référence à l'état usiné pour déterminer l'effet de cette étape du processus d'anodisation.

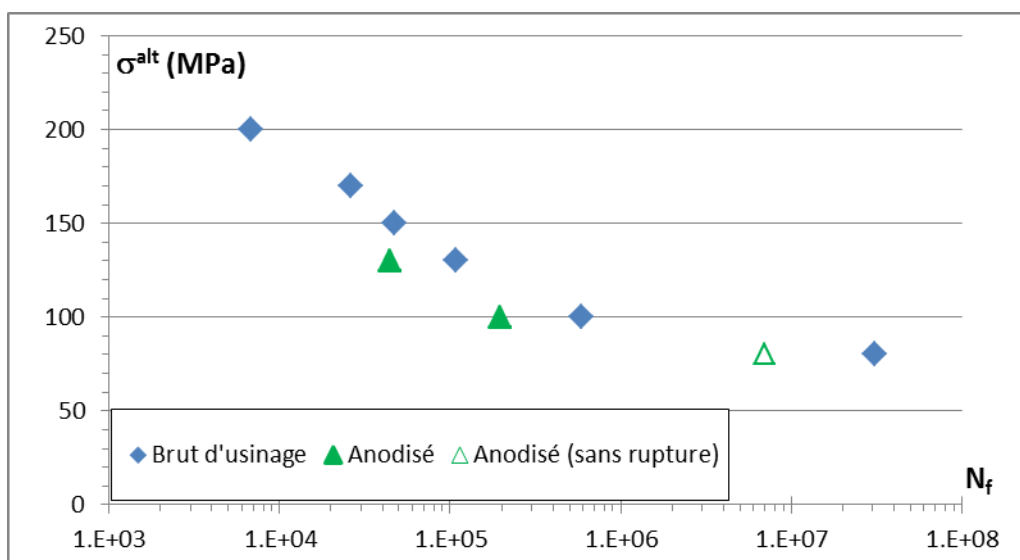
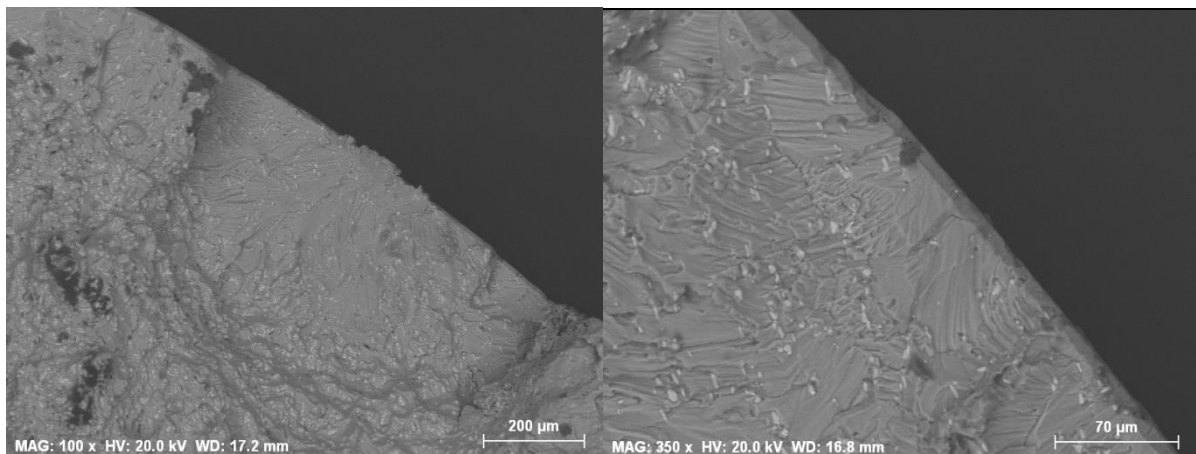
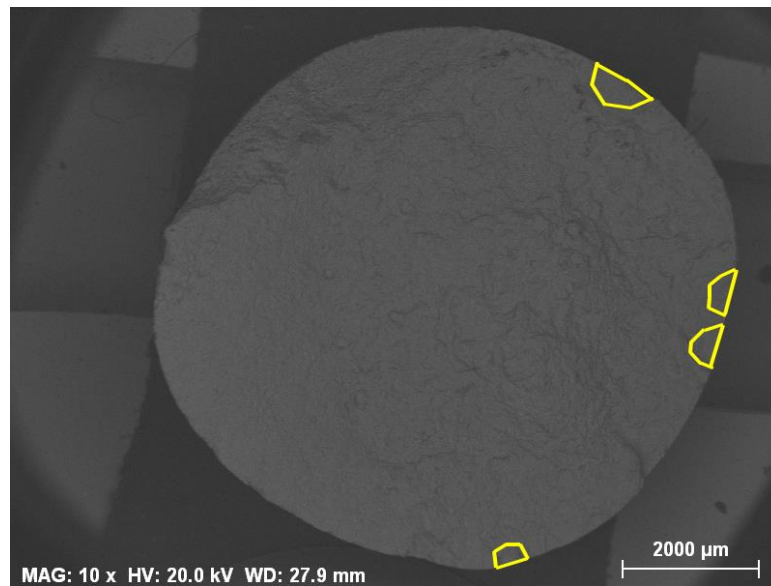


Figure III. 22 : Courbe de fatigue en traction cyclique sur éprouvettes anodisées et brutes d'usinage ($R_o=0.1$ et $R_a=0.8 \mu m$)

3EME PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

Nous pouvons constater que l'étape d'oxydation anodique entraîne une dégradation de la tenue en fatigue, du moins dans le domaine des durées de vie limitées. Pour les durées de vie supérieures à 10^6 cycles, il serait nécessaire de réaliser des essais supplémentaires pour confirmer ou infirmer ce constat.

L'analyse des faciès de rupture des éprouvettes anodisées a mis en évidence la présence de plusieurs origines d'amorçage et sites de propagation et ce quelle que soit l'amplitude de contrainte comme illustré dans les figures III.23 et III.24.



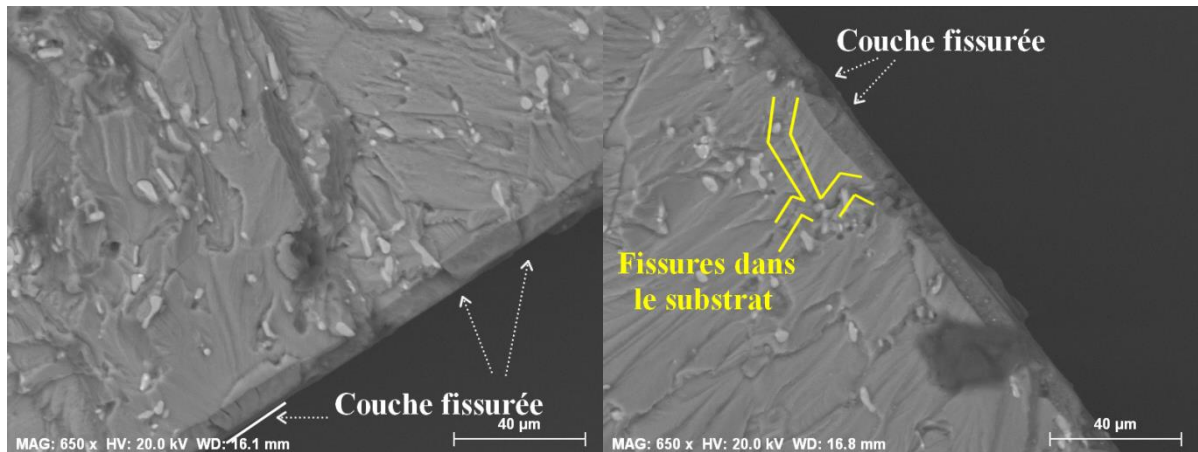


Figure III. 23 : Sites de propagation de fissures d'une éprouvette anodisée, $\sigma^{\text{alt}}=130$ MPa et $R_\sigma=0.1$

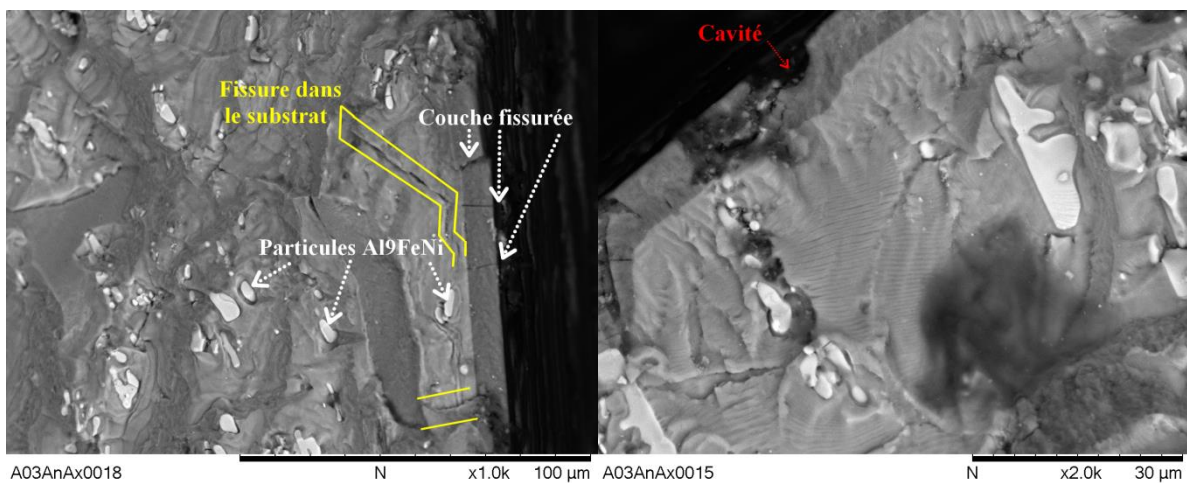


Figure III. 24 : Sites d'amorçage de fissures d'une éprouvette anodisée, $\sigma^{\text{alt}}=100$ MPa et $R_\sigma=0.1$

Contrairement aux éprouvettes brutes d'usinage et aux éprouvettes décapées, l'origine de l'amorçage est cette fois-ci due à la fissuration de la couche d'oxyde durant l'essai. Les zones de propagation s'étendent sur une surface sous forme de demi-ellipses de côtés $700 \times 400 \mu\text{m} \times \mu\text{m}$, cette présence de multi-sites mènent à une rupture ductile dans le reste de la surface de l'éprouvette ce qui provoque une rupture finale brutale.

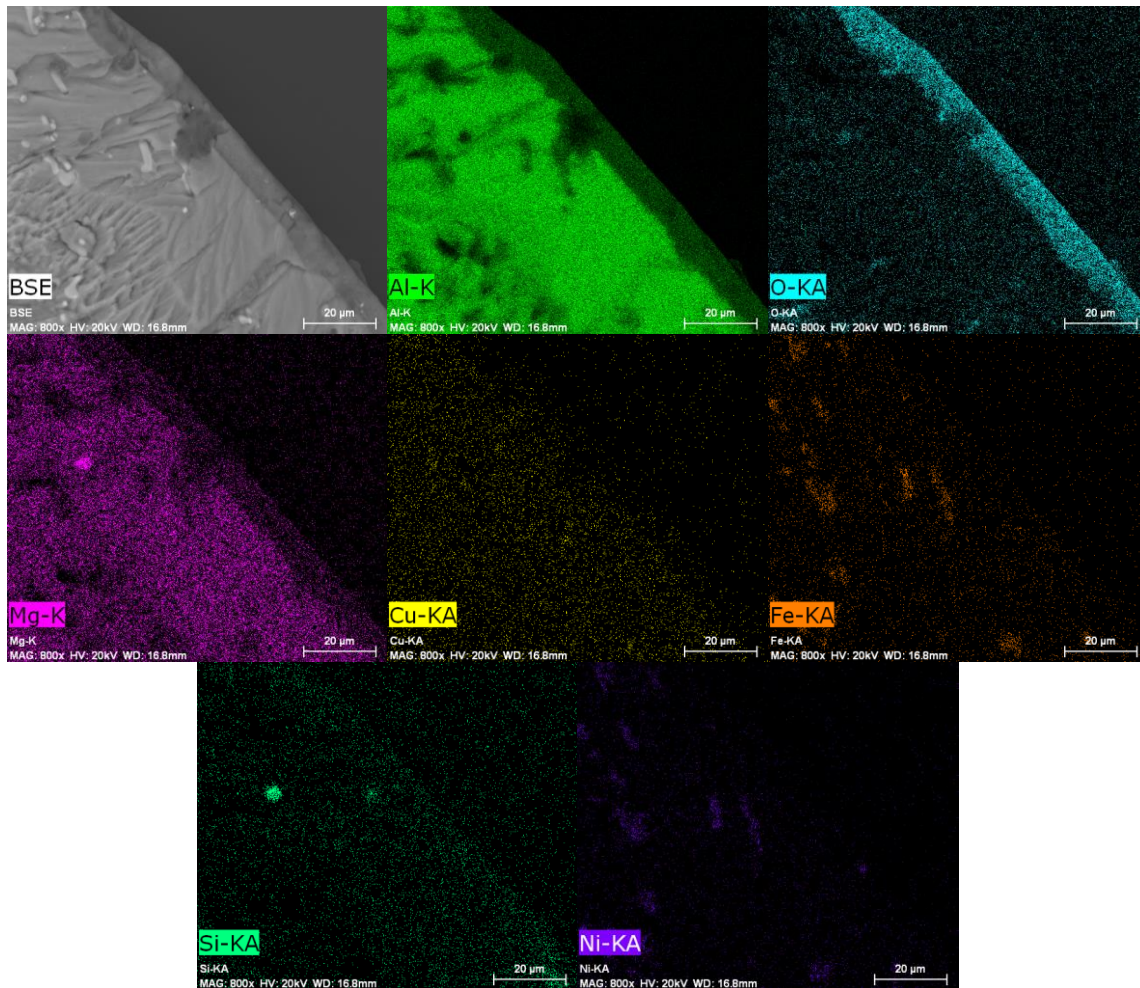


Figure III. 25 : Analyse EDX de l'une des zones d'amorçage d'une éprouvette anodisée, $\sigma^{\text{alt}}=130 \text{ MPa}$ et $R_0=0.1$

L'analyse EDX d'une éprouvette anodisée montre l'absence des particules intermétalliques en surface dans un site d'amorçage (figure III.25), ce qui confirme que les particules Al_9FeNi ne sont pas à l'origine de l'amorçage.

III.3.2.3. Eprouvetttes imprégnées

Dans le chapitre II consacré à la microstructure de l'alliage et son évolution en surface durant le procédé industriel d'anodisation, nous avons montré que le faïençage de la couche d'oxyde de l'alliage 2618 apparait durant l'étape d'imprégnation, avant tout chargement mécanique. Or les résultats obtenus sur l'état oxydé ont mis en évidence le rôle de la fissuration de la couche d'oxyde sur la réduction de la résistance en fatigue. Nous pouvons donc légitimement penser que le faïençage induit par l'imprégnation puisse constituer un effet aggravant dans l'amorçage de fissures.

3EME PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

Les résultats des essais de traction cyclique sur des éprouvettes imprégnées en comparaison cette fois-ci avec les résultats sur des éprouvettes anodisées sont présentés dans la figure III.26. Nous pouvons constater que l'étape d'imprégnation n'accroît pas la dégradation observée pour l'oxydation anodique. Et tout comme pour l'état oxydé, les amorçages sont multiples (figure III.27).

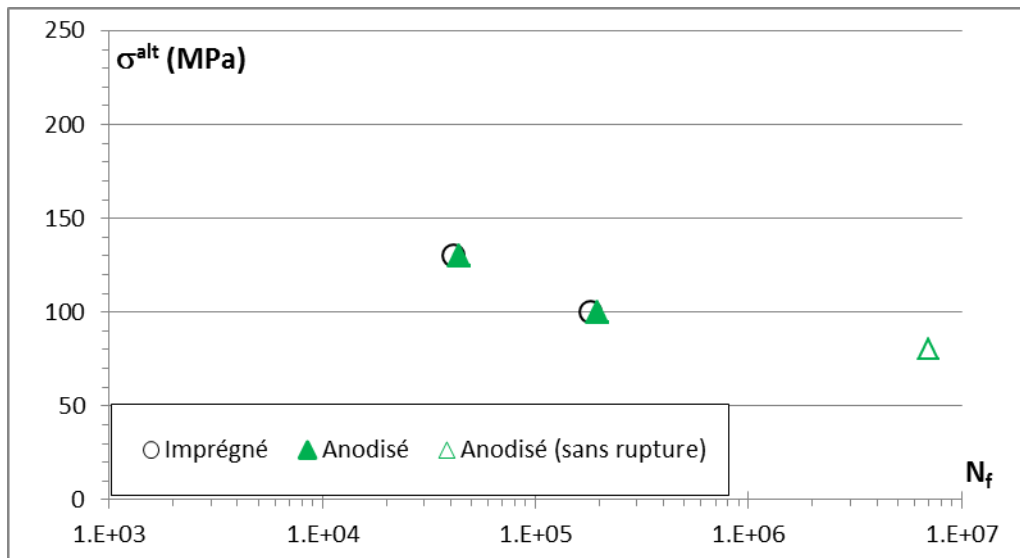


Figure III. 26 : Résultats de fatigue en traction sur éprouvettes anodisées et imprégnées ($R_\sigma=0.1$ et $R_a=0.8 \mu m$)

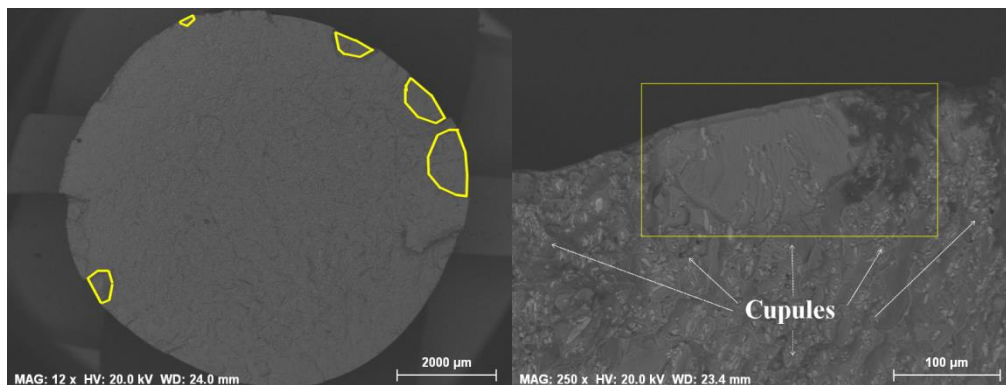


Figure III. 27 : Sites de propagation de fissures d'une éprouvette imprégnée, $\sigma^{alt}=130 \text{ MPa}$ et $R_\sigma=0.1$

L'étendue des zones de propagation correspondantes aux sites d'amorçage est en moyenne de $800 \times 200 \mu m \times \mu m$. Au-delà, la surface de rupture est ductile avec la présence de cupules.

La présence de quelques particules intermétalliques Al_9FeNi dans la couche d'oxyde (figure III.28) peut aussi constituer un facteur favorable à l'amorçage de fissures qui se propagent vers le substrat.

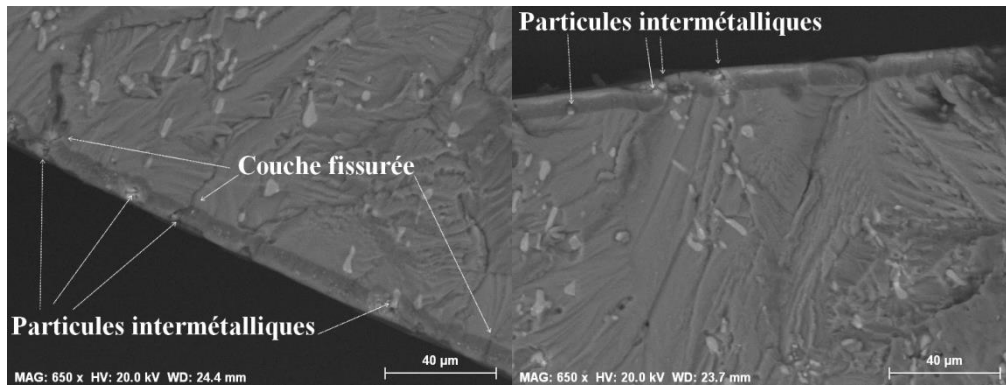


Figure III. 28 : Sites d'amorçage de fissures d'une éprouvette imprégnée, $\sigma^{\text{alt}}=130$ MPa et $R_\sigma=0.1$

Nous pouvons à partir de ces résultats, même si le nombre des essais n'est pas important, affirmer que l'étape d'imprégnation n'aggrave pas la tenue en fatigue comparativement à l'état anodisé. On peut donc en conclure que l'étape d'anodisation est pour le moment la plus néfaste.

III.3.2.4. Eprouvettes colmatées

Le colmatage représente la dernière étape dans le processus d'anodisation. La figure III.29 montre les résultats obtenus pour cet état en comparaison avec les résultats des essais sur les éprouvettes oxydées. Elle met clairement en évidence que le colmatage, tout comme l'imprégnation, n'aggrave pas la dégradation observée après oxydation anodique, bien que les observations MEB de la couche colmatée aient mis en évidence la pénétration du faïençage jusqu'au substrat.

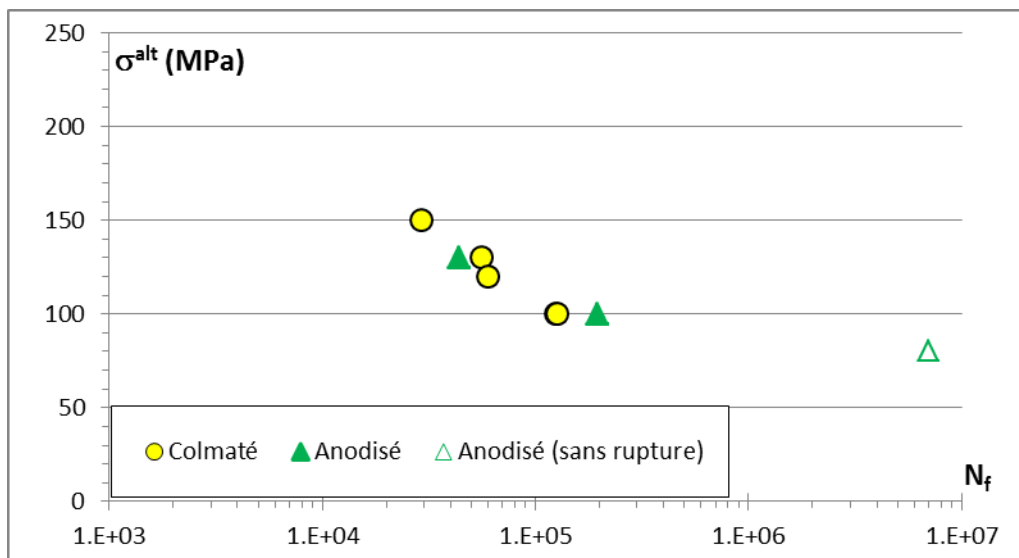


Figure III. 29 : Courbe de fatigue en traction cyclique sur éprouvettes anodisées et colmatées ($R_\sigma=0.1$ et $R_a=0.8$ μm)

3EME PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

Les observations des surfaces de rupture des éprouvettes colmatées faites au MEB mettent en évidence des multi-sites adjacents d'amorçage en surface (figure III.30-a) et une couche d'oxyde fissurée avec la présence de particules intermétalliques dans ou proche de la couche anodique (figure III.30-b-c). On observe encore des particules, mais aucune n'est détectée comme source d'amorçage.

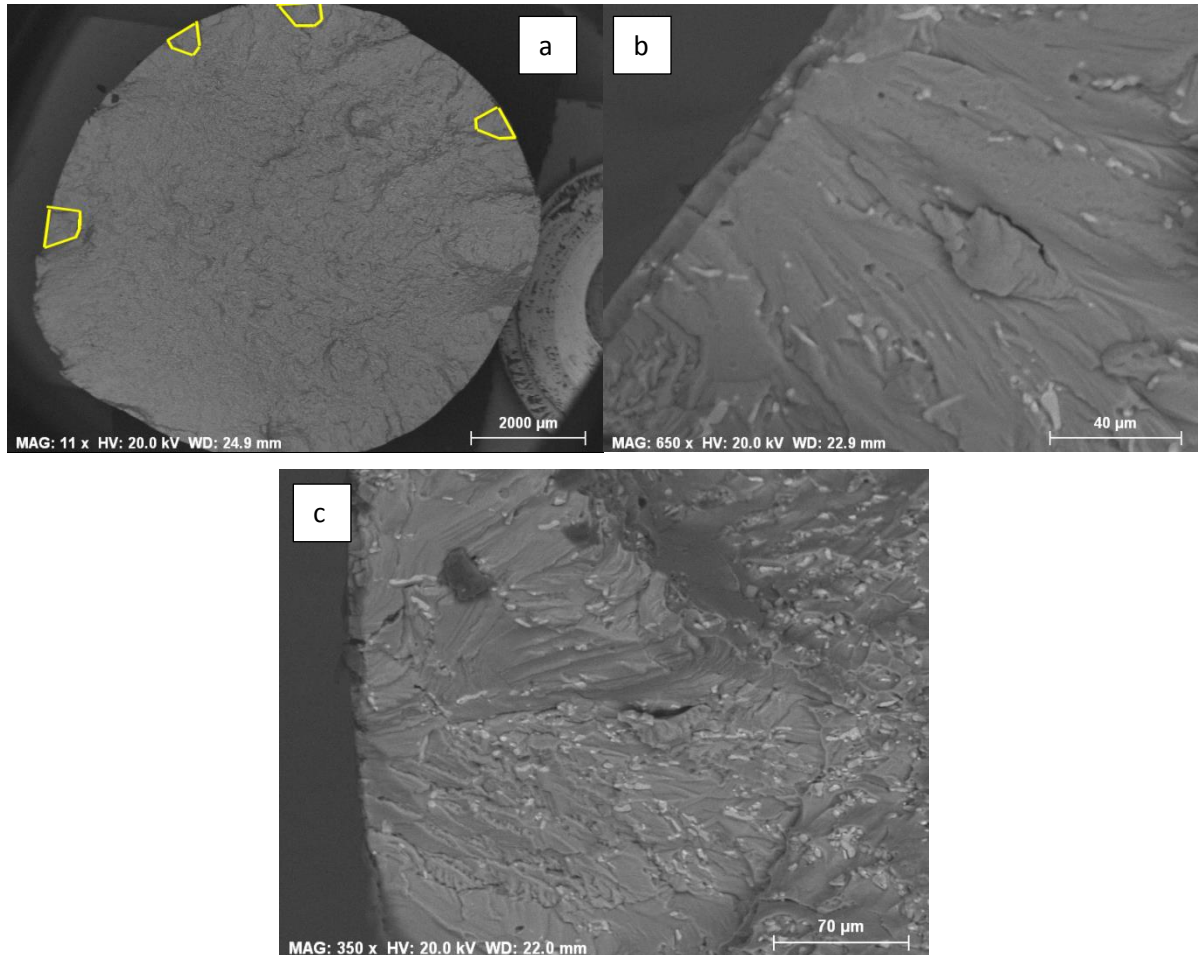


Figure III. 30 : Epreuve colmatée, $\sigma^{\text{alt}}=100$ MPa et $R_{\sigma}=0.1$

Au final, l'effet du traitement de surface complet sur la tenue en fatigue est quantifié dans le tableau III.2.

	N_f	N_f	Abattement de N_f
σ^{alt}	Eprouvettes usinées	Eprouvettes colmatées	%
100	$5,9.10^5$	$1,25.10^5$	80
120	2.10^5	$5,98.10^4$	70
130	$1,08.10^5$	$5,6.10^4$	48
150	$4,7.10^4$	$2,93.10^4$	38

Tableau III. 2 : Abattement de la durée de vie en traction pure sur éprouvettes usinées et sur éprouvettes colmatées

III.4. Essais de fatigue en torsion

Nous avons suivi la même démarche pour caractériser le matériau de base et déterminer l'effet de chaque étape du processus d'anodisation sur la tenue en fatigue mais cette fois-ci en torsion cyclique. Pour déterminer l'effet du rapport de contrainte et de la rugosité de surface sur la résistance en fatigue, les essais sur les éprouvettes usinées avec deux niveaux de rugosité (0.8 et 6.3 μm) ont été réalisés en torsion purement alternée ($R_\tau=-1$) et en torsion ondulée ($R_\tau=0.1$). Pour déterminer l'effet de l'anodisation sur la tenue en fatigue, les essais sur les éprouvettes traitées ont été réalisés en torsion purement alternée.

La plupart des études à notre connaissance sur l'effet de la rugosité sur la tenue en fatigue d'alliages d'aluminium ont été réalisées en traction cyclique ou en flexion plane et rarement en torsion. Par ailleurs, comme nous l'avons vu au travers de l'état de l'art, peu de résultats relatifs à l'influence d'une contrainte moyenne de cisaillement sont disponibles.

III.4.1. Cas des éprouvettes usinées

III.4.1.1. Effet de rugosité de surface

Les résultats des essais en torsion alternée pour les deux rugosités de surface 0.8 et 6.3 μm sont présentés dans la figure III.31.

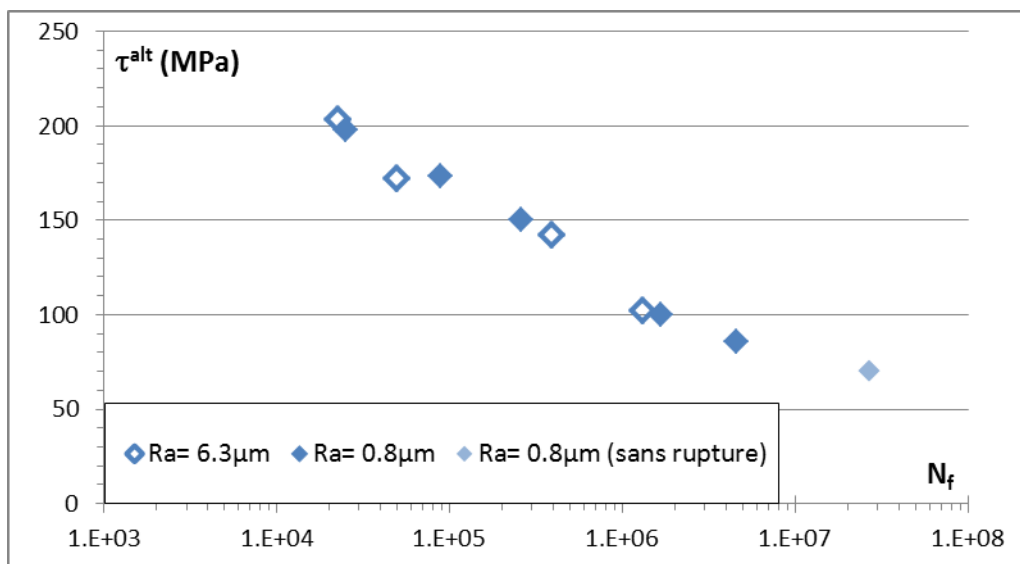


Figure III. 31 : Résultats des essais en torsion ($R_\tau=-1$) pour les rugosités de 0.8 et 6.3 μm

Sur l'ensemble du domaine étudié, nous ne remarquons pas d'effet de la rugosité ; cela peut être expliqué par le fait que la torsion est un chargement surfacique à fort gradient (la surface extérieure est la plus sollicitée) et que la contrainte de cisaillement est orientée suivant les

stries d'usinage et qu'en fond de stries, il n'y a pas de changement de « rugosité » pouvant altérer la contrainte et donc la rugosité de surface (mesurée perpendiculairement aux stries d'usinage) ne joue pas de rôle de concentrateur de contraintes additionnel qui pourrait provoquer l'initiation de fissures dans ce cas de sollicitation (figure III.32).

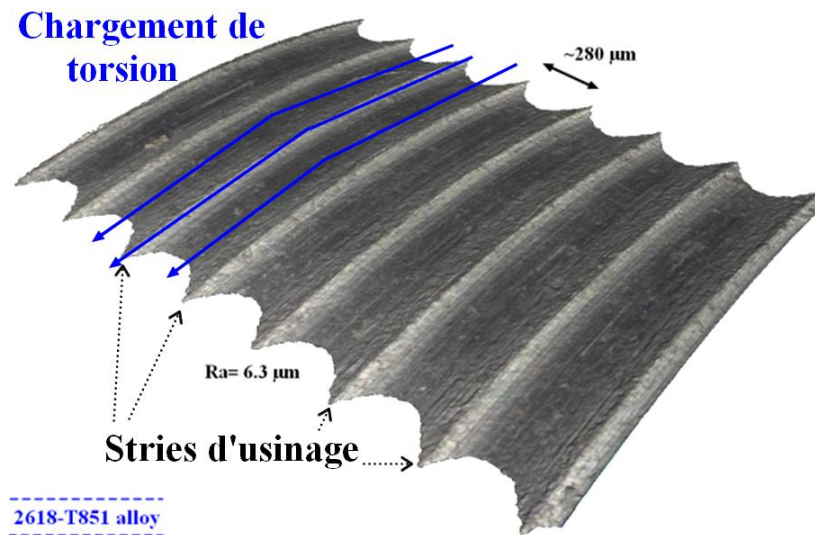


Figure III. 32 : Illustration d'une éprouvette sollicitée en torsion ($R_a=6.3 \mu\text{m}$)

L'analyse des faciès de rupture des éprouvettes testées en torsion se révèle parfois difficile. En effet, durant les derniers cycles avant la rupture finale, les lèvres des fissures frottent l'une contre l'autre ce qui génère des marques d'abrasion (matage) (figure III.33) et cela complique souvent l'observation des sites d'amorçage et de propagation.

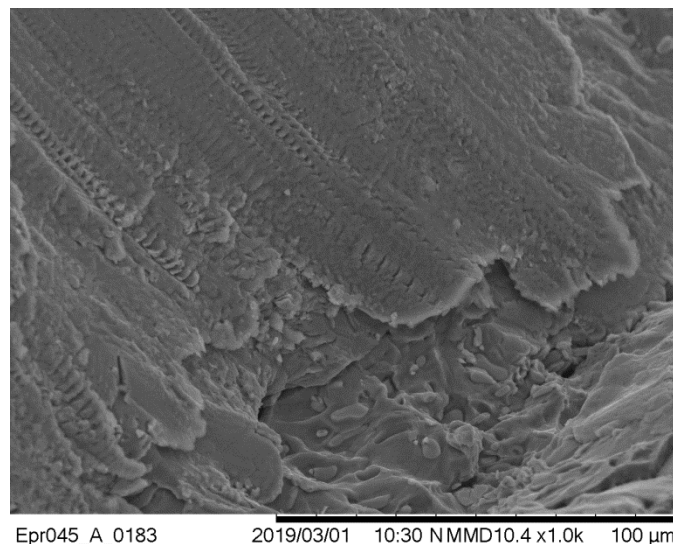


Figure III. 33 : Marques d'abrasion après rupture finale d'une éprouvette brute d'usinage testée en torsion ($\tau^{\text{alt}}=86 \text{ MPa}$, $R_r=-1$ et $R_a=0.8 \mu\text{m}$)

3EME PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

L'observation par MEB dans une autre zone de la même éprouvette observée dans la figure III.33 nous a permis quand même de déceler un site probable d'amorçage (figures III.34 et III.35).

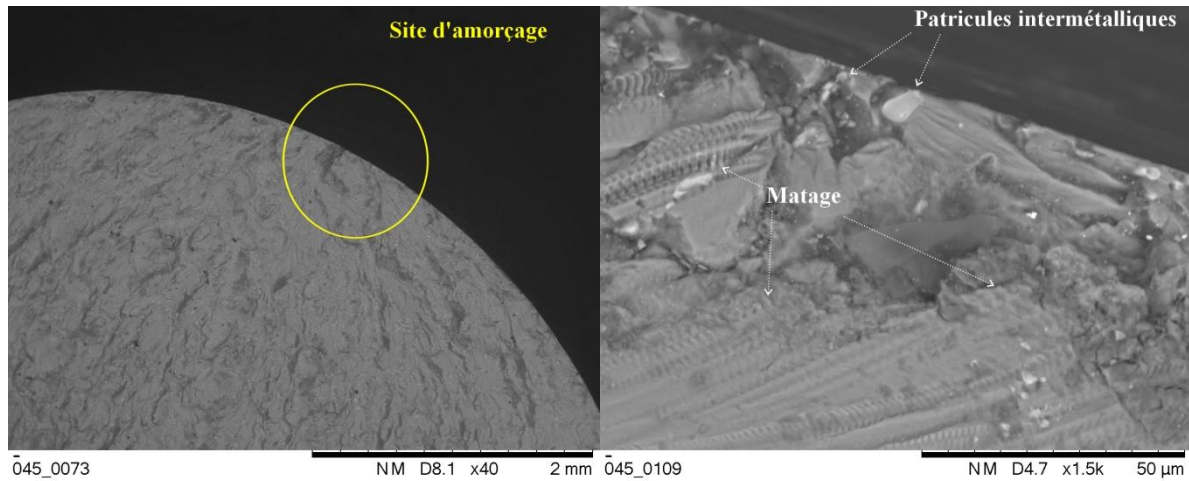


Figure III. 34 : Site d'amorçage d'une éprouvette brute d'usinage testée en torsion ($\tau^{\text{alt}}=86$ MPa, $R_r=-1$ et $R_a=0.8$ μm)

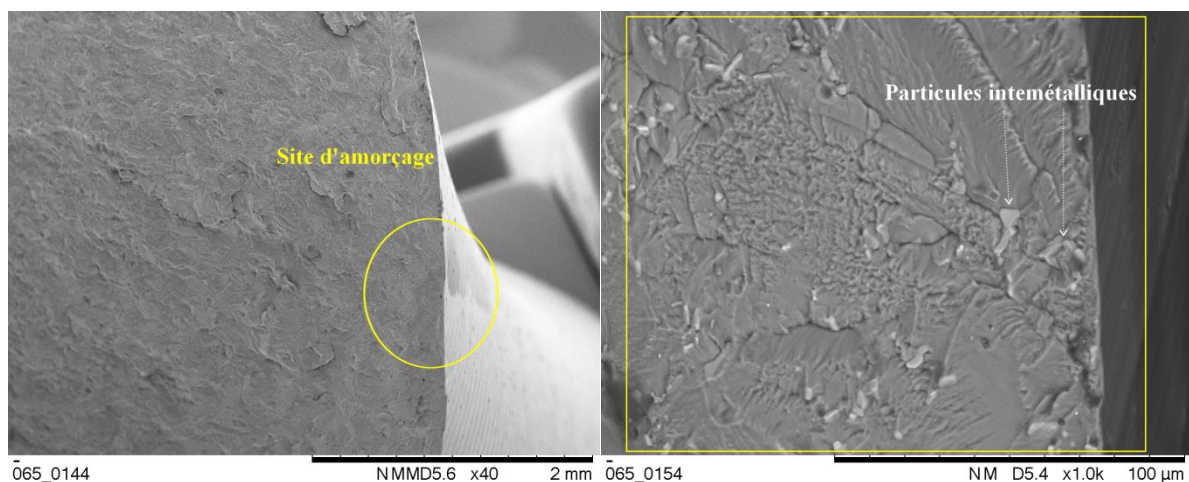


Figure III. 35 : Site d'amorçage d'une éprouvette brute d'usinage testée en torsion ($\tau^{\text{alt}}=70$ MPa, $R_r=0.1$ et $R_a=0.8$ μm)

Comme pour la traction, les sites d'amorçage semblent uniques et les fissures s'amorcent toujours à partir d'amas de petites particules intermétalliques Al_9FeNi (figures III.34 et III.35).

III.4.1.2. Effet du rapport de contrainte

Nous avons évoqué dans le premier chapitre bibliographique l'effet de la contrainte moyenne de cisaillement sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium. Certains auteurs ont établi que cet effet est négligeable tant que le chargement reste dans le domaine élastique [94, 95,

96] tandis que d'autres ont au contraire trouvé qu'une contrainte moyenne de torsion affecte la durée de vie en fatigue [98,99,100]. Les courbes de fatigue de la figure III.36 représentent les résultats obtenus en torsion alternée et ondulée pour notre alliage.

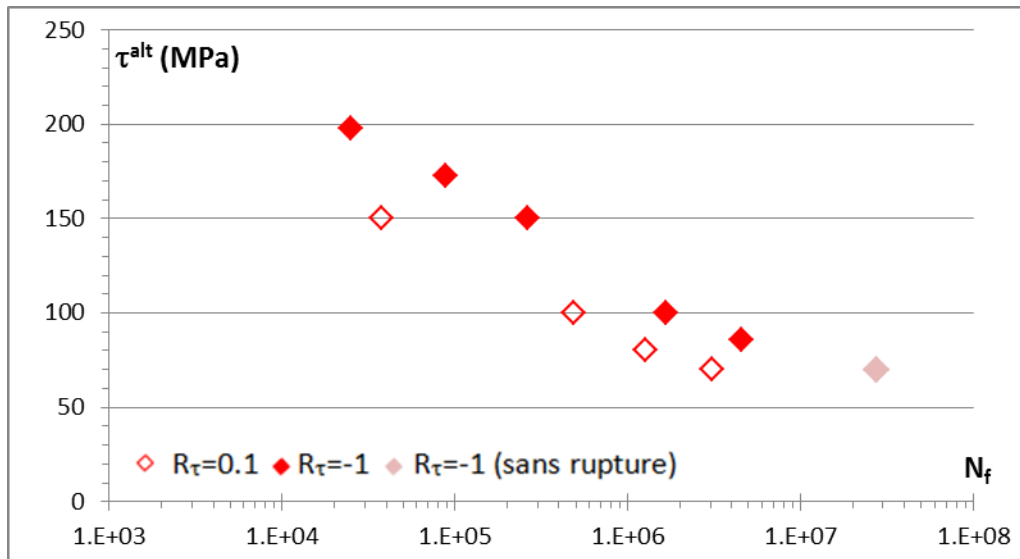


Figure III. 36 : Courbe de fatigue en torsion cyclique sous différents rapports de contrainte ($R_\tau=-1$ et $R_\tau=0.1$), $R_a=0.8 \mu m$

Il s'avère que la présence d'une contrainte moyenne de cisaillement non nulle ($R_\tau=0.1$) réduit la durée de vie même dans le domaine élastique.

III.4.1.3. Comparaison traction-torsion

Les résultats des essais réalisés en traction ondulée et en torsion ondulée sous le même rapport de contrainte ($R_\sigma=R_\tau=0.1$) sont représentés dans la figure III.37.

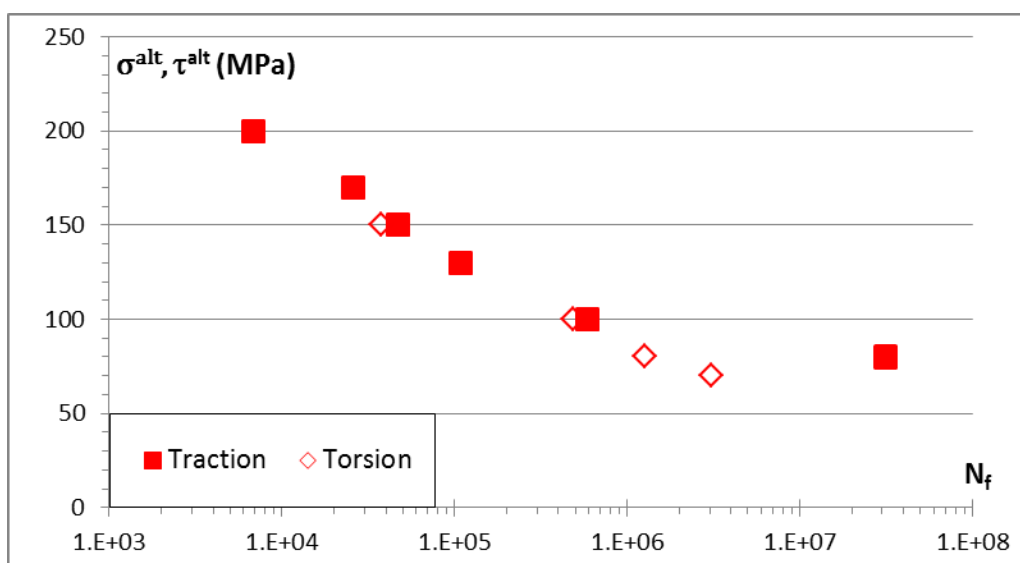


Figure III. 37 : Résultats de traction pure et de torsion pure sous le même rapport de contrainte $R_\sigma=R_\tau=0.1$

3EME PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

Ces résultats montrent que pour une amplitude de contrainte donnée, la durée de vie en traction et en torsion est similaire. Cela correspond au cas des alliages d'aluminium de fonderie dont le rapport τ_D/σ_D est proche de 1.1 et aux matériaux pour lesquels la présence de défauts et de pores pilotent la résistance en fatigue et les mécanismes d'amorçage [128].

Billaudeau [129] et Nasr [130] ont montré l'effet du défaut, de sa taille et de sa forme sur le rapport des limites de fatigue en torsion et en traction ; sans défaut, le rapport est estimé à 0.72, ce rapport augmente avec la taille du défaut et atteint presque 1.

Afin de pouvoir comparer avec ce que l'on trouve dans la littérature concernant le rapport entre τ_D et σ_D sous le rapport de contrainte -1, nous avons construit le diagramme de Haig à partir des courbes obtenues en traction cyclique sous les rapports $R_\sigma=0.1$ et -2, et par ailleurs nous avons tendu le principe de construction à tout le domaine investigué ce qui implique d'être prudent avec le résultat obtenu. A partir de ce diagramme de Haig, nous avons extrait une courbe de fatigue correspondante au rapport $R_\sigma=-1$ que nous pouvons comparer à la courbe expérimentale obtenue en torsion pour le rapport de contrainte $R_\tau=-1$ (figure III.38).

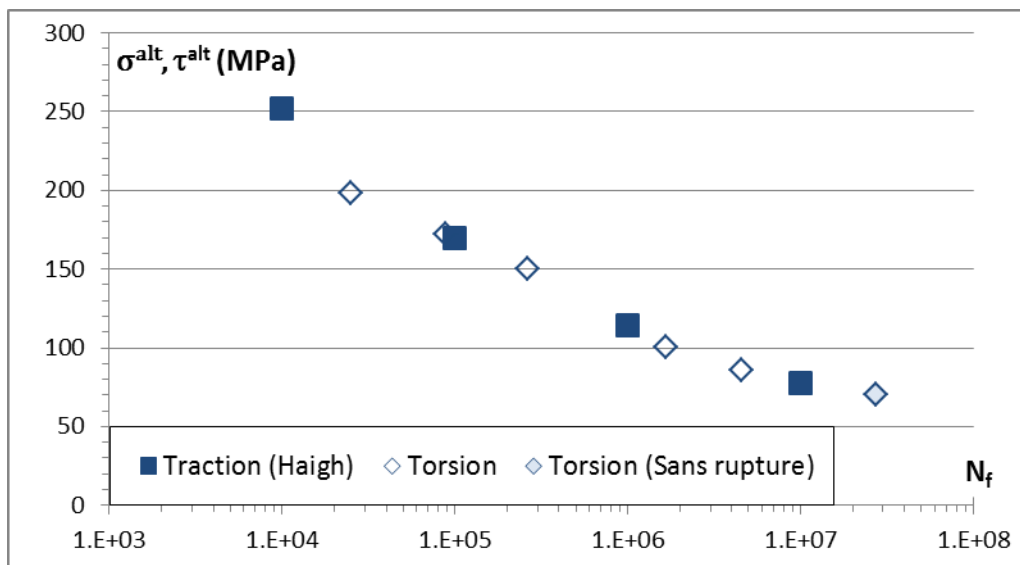


Figure III. 38 : Résultats de traction pure obtenue par diagramme de Haig et de torsion pure sous le même rapport de contrainte $R_\sigma=R_\tau=-1$

Nous constatons donc que quel que soit le rapport de contrainte, les courbes de traction et de torsion sont similaires. Cela semble conforme au critère de la contrainte principale maximale pour l'alliage 2618.

III.4.2. Cas des éprouvettes traitées

Les mêmes essais en torsion purement alternée ont été réalisés sur les éprouvettes traitées. Les résultats obtenus ont été rapportés sur le même graphe et sont montrés dans la figure III.39.

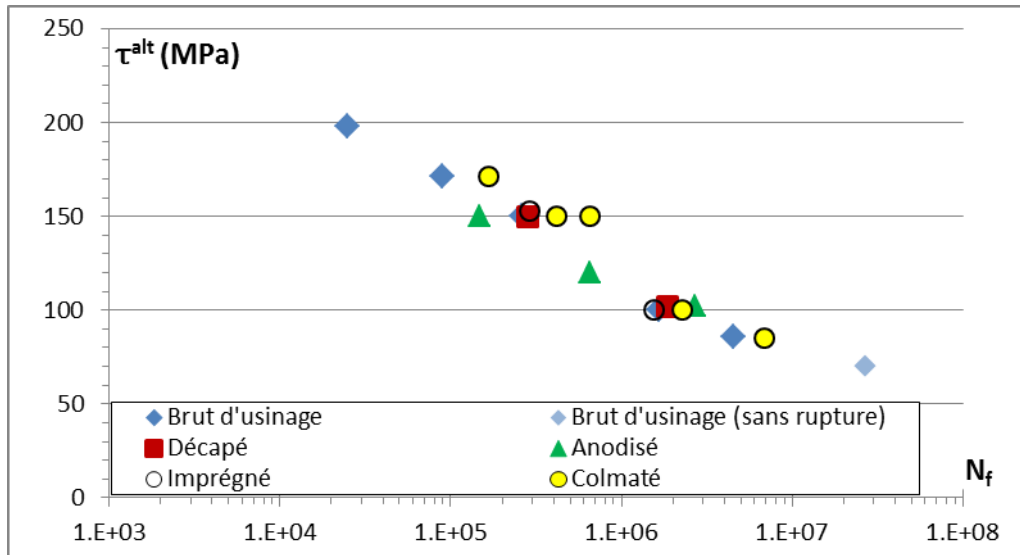


Figure III. 39 : Courbe de fatigue en torsion cyclique sous les différents traitements du processus d'anodisation ($R_\tau=-1$ et $R_a=0.8 \mu m$)

Contrairement à la traction, les résultats sur les éprouvettes anodisées, imprégnées et colmatées ne montrent aucun abatement de la tenue en fatigue par rapport aux éprouvettes brutes d'usinage (et décapées). On pourrait même considérer une légère amélioration, ce qui peut paraître paradoxal. Cette différence de l'effet du traitement de surface sur la durée de vie en fatigue selon la nature du chargement a été notée par Shiozawa [117] pour l'alliage 2014 soumis à des sollicitations de traction et de flexion rotative. L'analyse des faciès de rupture des éprouvettes traitées nous a montré la présence de plusieurs sites d'amorçage (figures III.40, III.41 et III.42) comme pour les éprouvettes traitées testées en traction. Néanmoins, ces sites d'amorçage et de propagation étaient matés, nous ne sommes donc pas capables de conclure avec certitude sur les mécanismes d'amorçage.

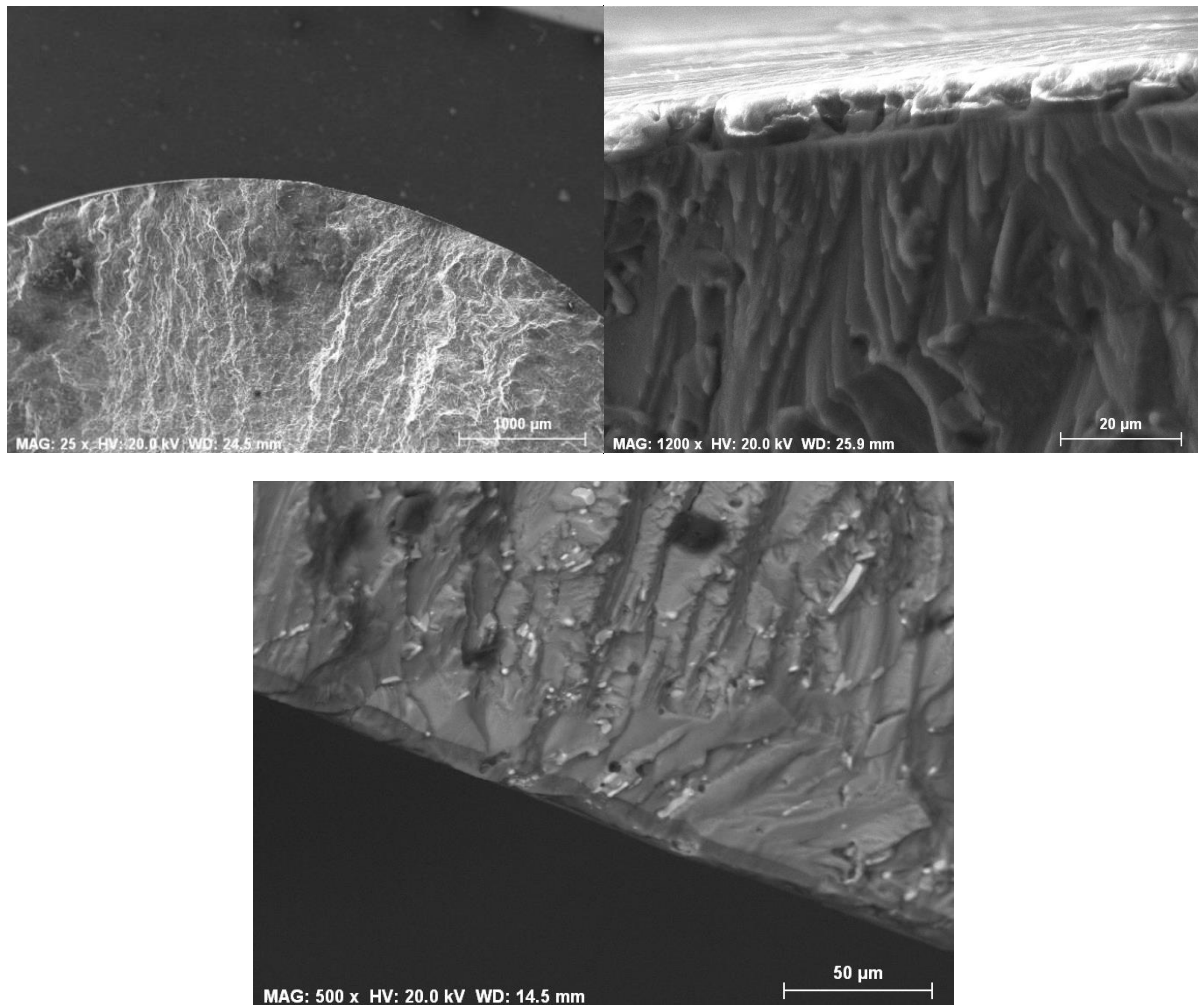


Figure III. 40 : Faciès de rupture d'une éprouvette imprégnée,
 $\tau^{\text{alt}} = 150 \text{ MPa}$, $R_{\tau} = -1$ et $R_a = 0.8 \text{ μm}$

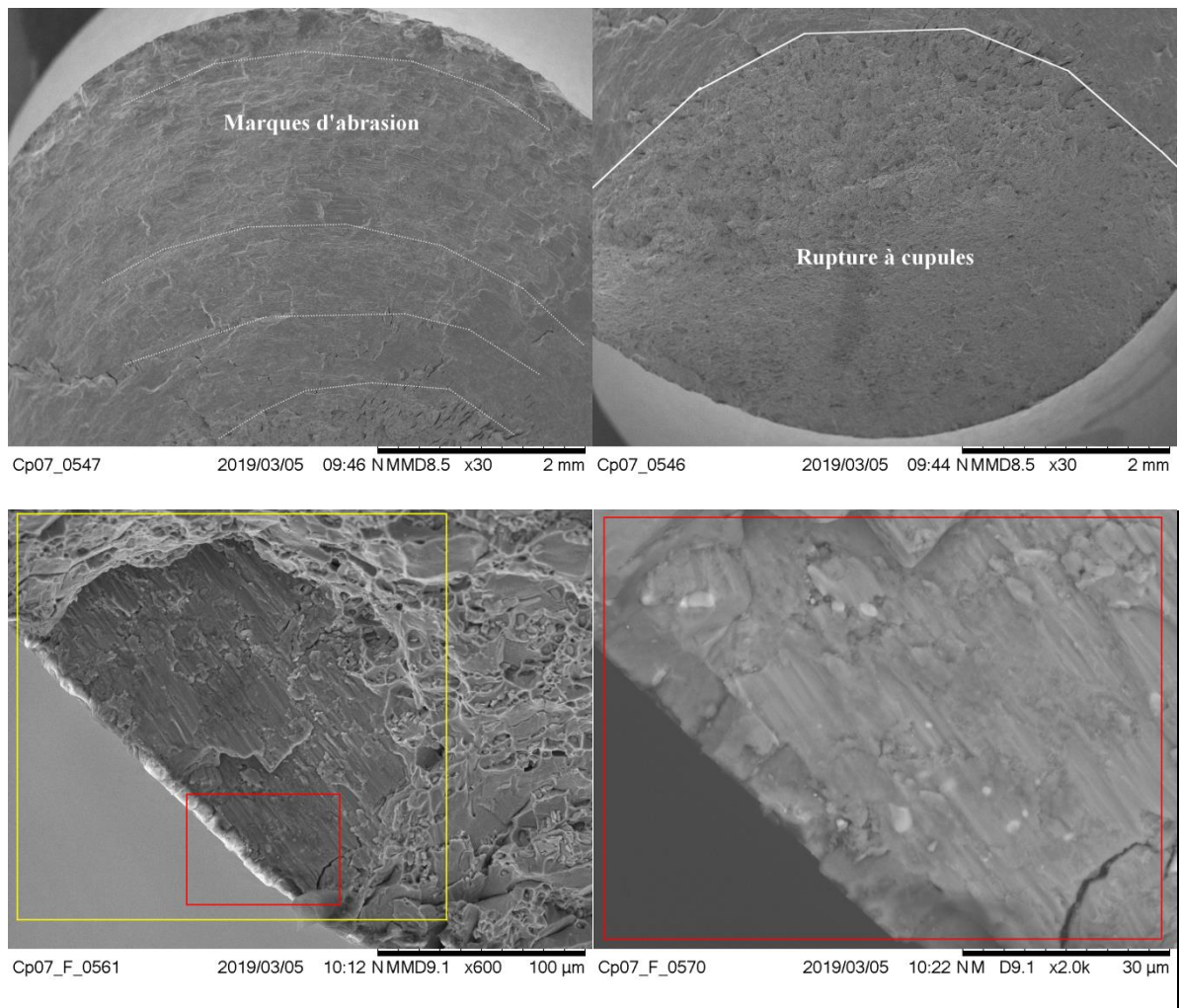


Figure III. 41 : Faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,
 $\tau^{\text{alt}} = 170 \text{ MPa}$, $R_r = -1$ et $R_a = 0.8 \text{ } \mu\text{m}$

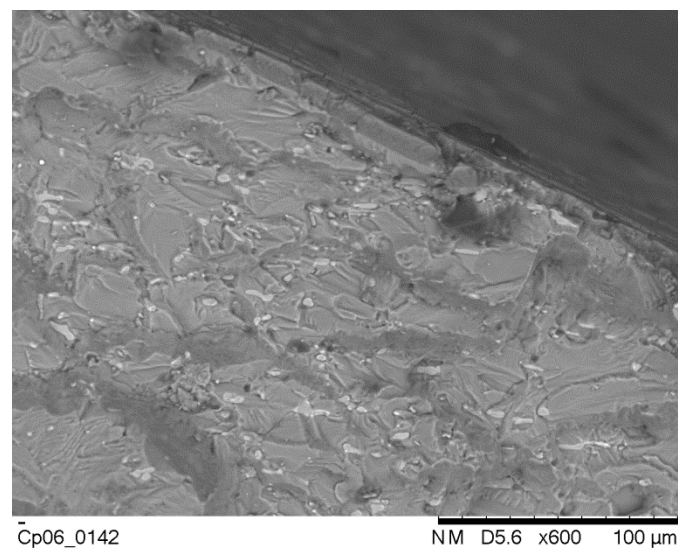


Figure III. 42 : Faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,
 $\tau^{\text{alt}} = 150 \text{ MPa}$, $R_r = -1$ et $R_a = 0.8 \text{ } \mu\text{m}$

III.5.Résultats de fatigue en pression interne

Des essais en pression interne pure ont été réalisés avec un rapport de contrainte de 0.1 et une rugosité de surface (extérieure) $Ra=0.8 \mu m$. Les résultats présentés dans ce paragraphe concernent uniquement les éprouvettes colmatées, tant à l'intérieur qu'à l'extérieur. Cependant, il ne nous a pas été possible d'observer le façonnage initial de la couche à l'intérieur avant d'entamer les essais de fatigue.

Les résultats des essais réalisés à température ambiante et à une fréquence de 1 hertz sont représentés dans la figure III.43 ; la courbe décrit l'évolution de l'amplitude de la pression interne appliquée en fonction du nombre de cycles à rupture. Le rapport de contrainte en pression interne est noté par la suite $R_{\sigma p}$.

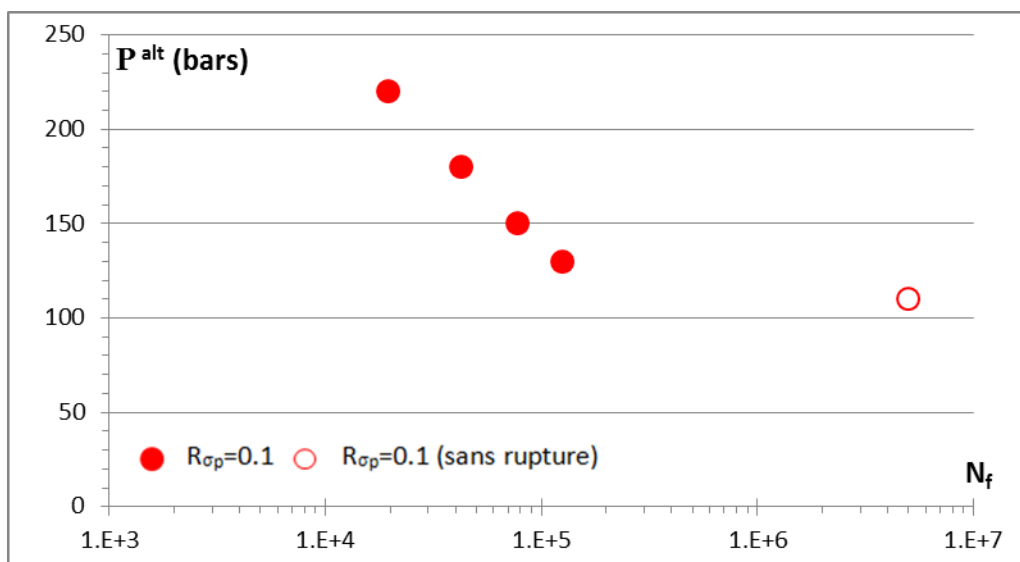


Figure III. 43 : Courbe de fatigue en pression interne cyclique sur des éprouvettes colmatées ($R_{\sigma p}=0.1$ et $Ra=0.8 \mu m$)

Cette fois-ci, les essais ont été arrêtés juste après l'apparition de(s) première(s) fissure(s) mais avant la rupture finale pour faciliter la localisation et l'observation des sites d'amorçage. Le critère d'arrêt correspond à l'apparition des premières gouttes de l'huile de pression, accompagnée d'une augmentation de la pression interne appliquée.

Après la localisation de la zone de fissuration, les éprouvettes ont été découpées pour isoler le fut qui a été ensuite rompu en le plongeant dans de l'azote. Les fissures sont longitudinales comme le montre la figure III.44. Elles correspondent au mode de rupture qui est le mode I dans le cas de chargement dans la direction orthoradiale.



Figure III. 44 : Fissuration des éprouvettes testées en pression interne pure à l'état colmaté

Le tableau III.3 récapitule le nombre de sites d'amorçage observés pour chaque essai : un à trois sites d'amorçage au maximum quelle que soit l'amplitude du chargement.

$\sigma_{\theta\theta}^{alt}$	Nombre de sites
144	3
117.7	1
98	2
85	2

Tableau III. 3 : Nombre de sites d'amorçage en pression interne sur éprouvettes colmatées ($R_{\sigma p}=0.1$)

L'analyse des faciès de rupture a permis de constater que l'amorçage a toujours eu lieu à l'intérieur (figures III.45, III.47-III.50) ; ceci est en accord avec l'évolution de la contrainte orthoradiale dans l'épaisseur des éprouvettes (figure III.46). Néanmoins, la couche anodique à l'intérieur n'ayant pu être observée avant le chargement mécanique, et la qualité de cette couche n'étant probablement pas identique à l'intérieur et à l'extérieur de l'éprouvette, un effet lié à la qualité de cette couche à l'intérieur ne peut pas être définitivement exclu.

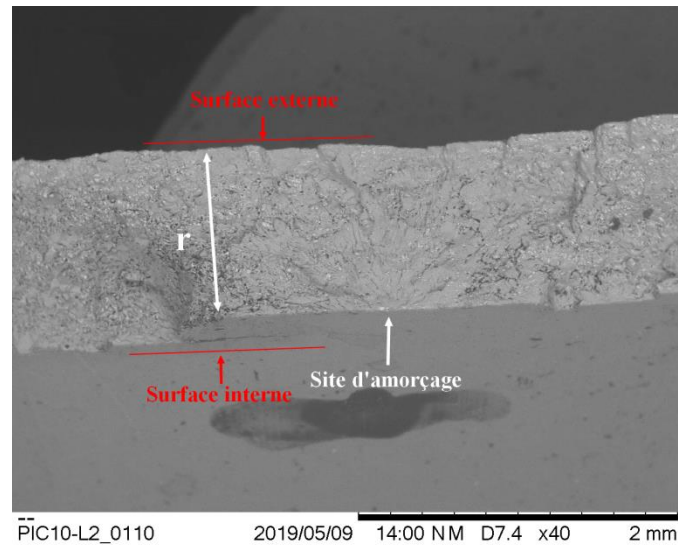


Figure III. 45 : Analyse MEB de faciès de rupture d'une éprouvette colmatée, $\sigma_{\theta\theta}^{alt} = 117,7 \text{ MPa}$, $R_{\sigma p} = 0.1$ et $R_a = 0.8 \mu\text{m}$

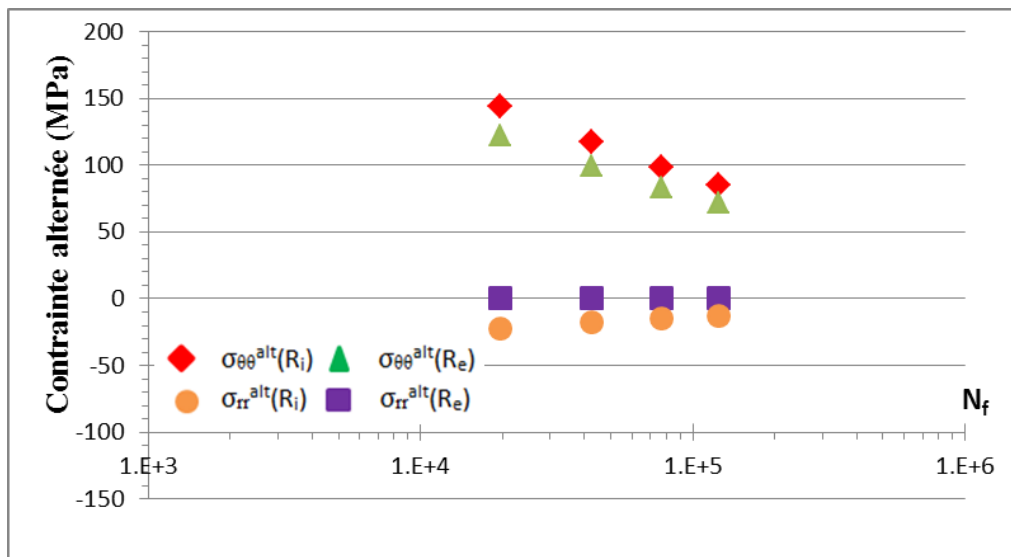


Figure III. 46 : Evolution des contraintes orthoradiale et radiale suivant le rayon r lors des essais de fatigue en pression interne à l'état colmaté ($R_{\sigma p} = 0.1$ et $R_a = 0.8 \mu\text{m}$)

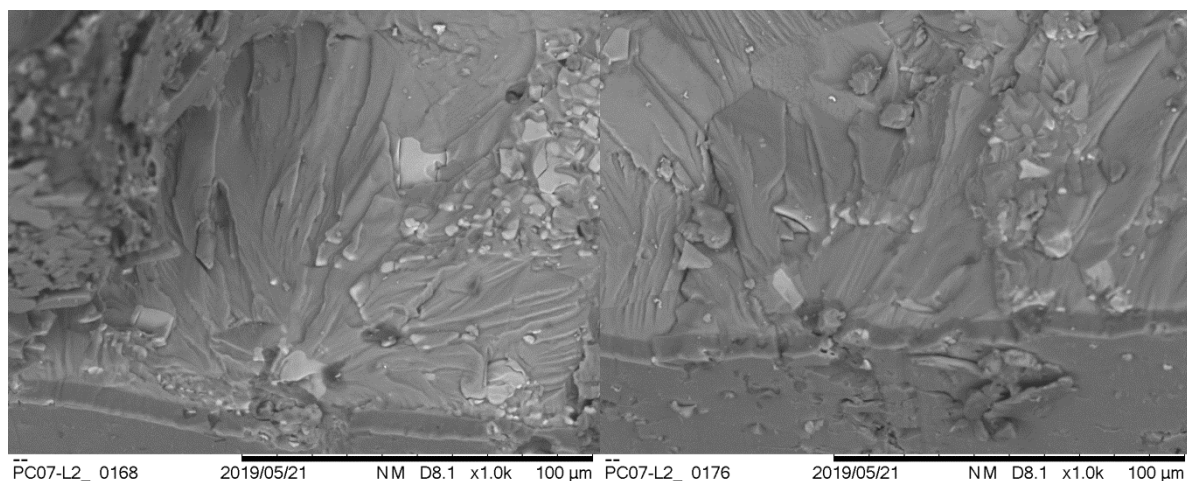


Figure III. 47 : Zones d'amorçage d'une éprouvette colmatée,
 $\sigma_{\theta\theta}^{\text{alt}} = 144 \text{ MPa}$, $R_{\sigma p} = 0.1$ et $R_a = 0.8 \text{ µm}$

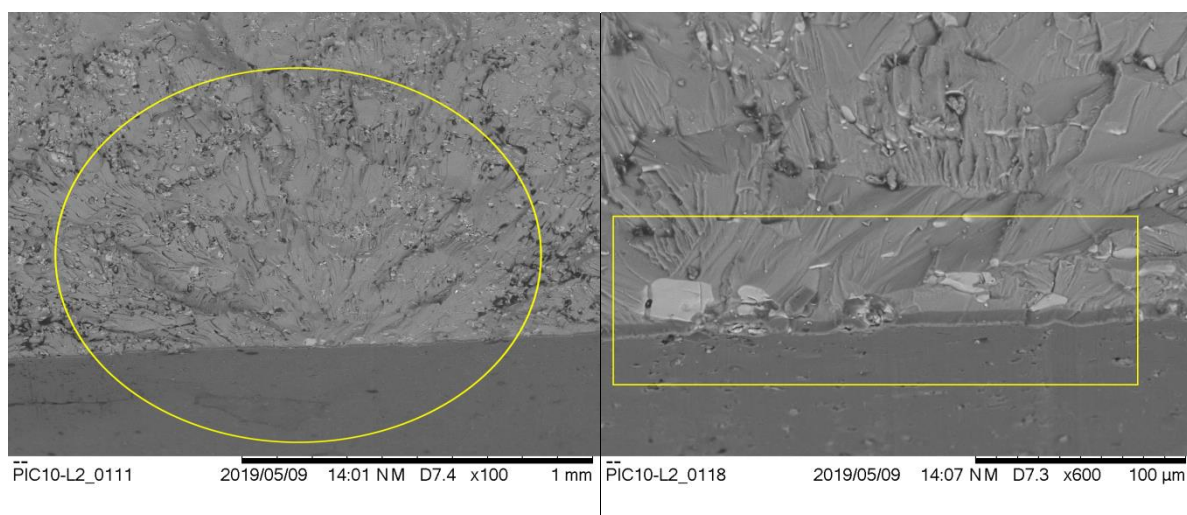


Figure III. 48 : Zones d'amorçage d'une éprouvette colmatée,
 $\sigma_{\theta\theta}^{\text{alt}} = 117.7 \text{ MPa}$, $R_{\sigma p} = 0.1$ et $R_a = 0.8 \text{ µm}$

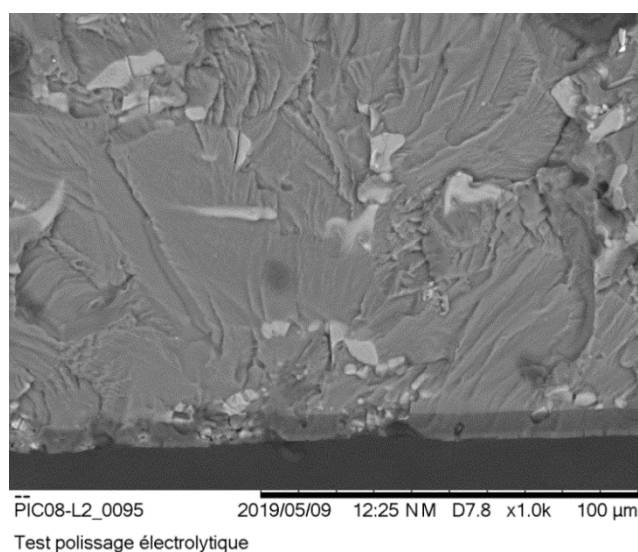


Figure III. 49 : Zones d'amorçage d'une éprouvette colmatée,
 $\sigma_{\theta\theta}^{\text{alt}} = 98 \text{ MPa}$, $R_{\sigma p} = 0.1$ et $R_a = 0.8 \text{ µm}$

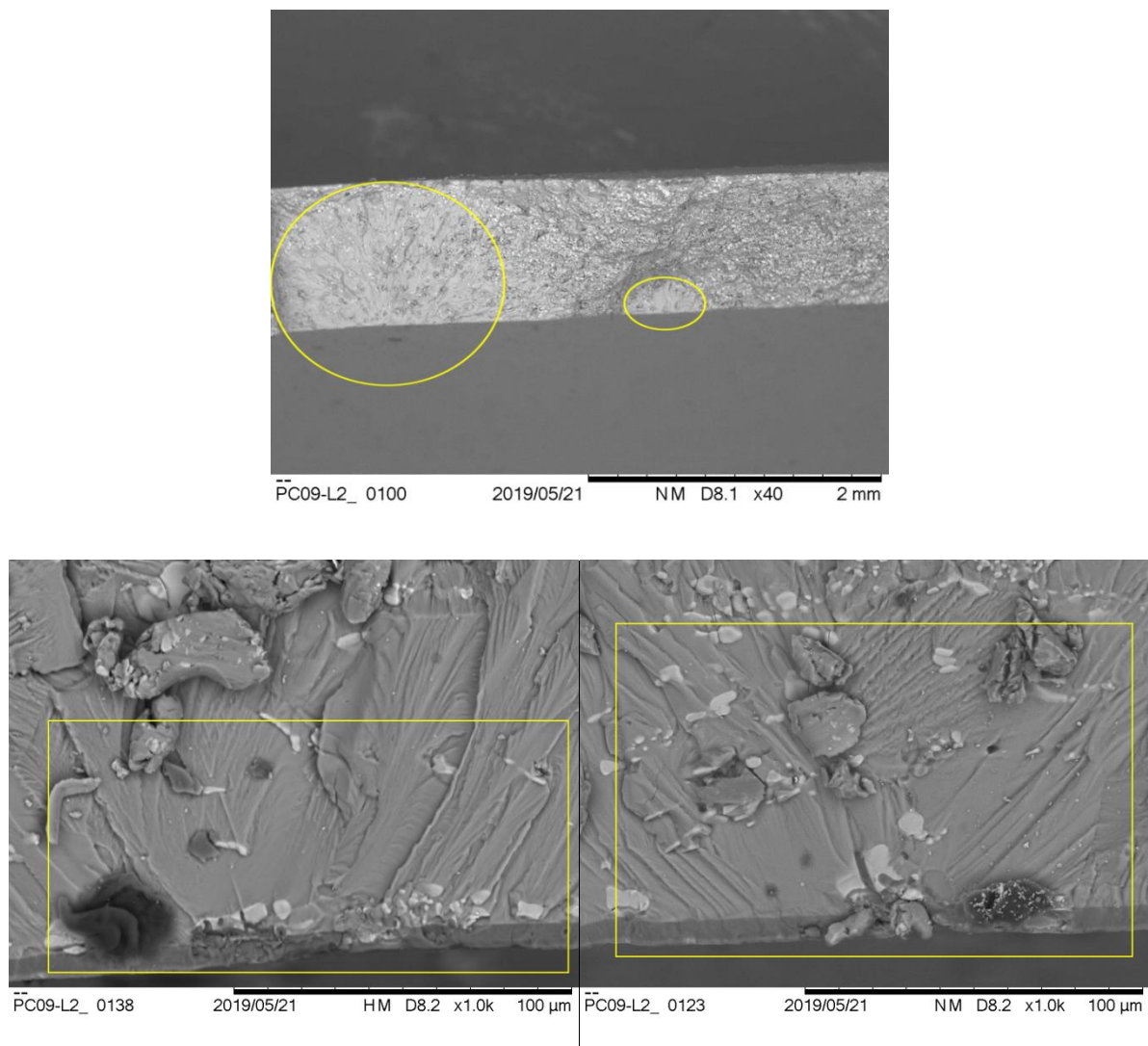


Figure III. 50 : Zones d'amorçage d'une éprouvette colmatée,
 $\sigma_{\theta\theta}^{\text{alt}} = 85 \text{ MPa}$, $R_{\sigma p} = 0.1$ et $R_a = 0.8 \text{ μm}$

En plus du faïençage de la couche anodique, nous avons pu observer une forte concentration de particules intermétalliques grossières riches en fer et en nickel au niveau des sites d'amorçage de fissures. Les mécanismes semblent donc plutôt correspondre aux mécanismes rencontrés en traction (cf. § III.3.1) au cours des essais de fatigue sur le métal de base sans aucun traitement de surface avec un rôle mineur cette fois-ci de la couche d'oxyde. Cela pourrait s'expliquer par la qualité plus variable de la couche d'oxyde interne qui dépend très largement de la température du bain ; or l'intérieur des éprouvettes tubulaires ne bénéficie pas forcément de la même qualité de circulation du fluide et cela peut générer des échauffements locaux conduisant à une augmentation de la porosité [16].

3EME PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

Par ailleurs, nous avons pu observer sur toutes les éprouvettes testées, des fissures perpendiculaires aux stries d'usinage sur les surfaces externe et interne comme illustré dans les figures III.51 et III.52. Ces fissures correspondent probablement à des fissures secondaires qui se sont développées au cours des essais ; ceci n'a pas été noté lors des essais en traction axiale « classique » à l'état colmaté.

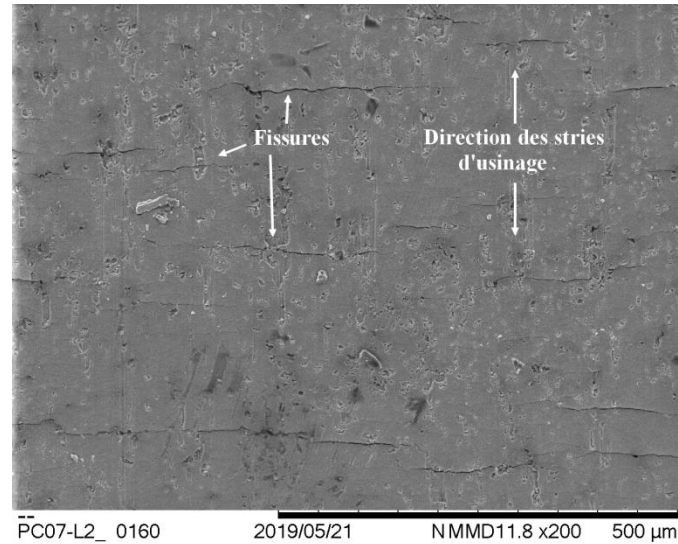


Figure III. 51 : Fissures secondaires à la surface externe d'une éprouvette colmatée, $\sigma_{\theta\theta}^{alt} = 144$ MPa, $R_{\sigma p}=0.1$ et $R_a= 0.8$ µm

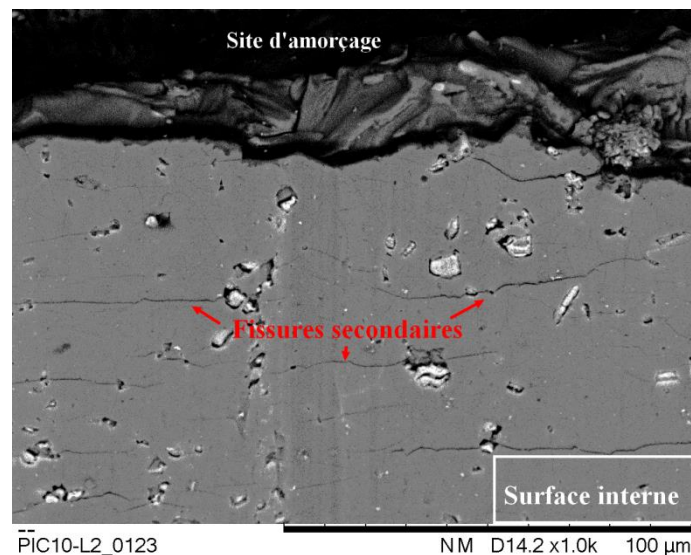


Figure III. 52 : Fissures secondaires à la surface interne d'une éprouvette colmatée, $\sigma_{\theta\theta}^{alt} = 117,7$ MPa, $R_{\sigma p}=0.1$ et $R_a= 0.8$ µm

Pour tenter d'identifier l'effet de l'orientation relative de la contrainte appliquée par rapport au sens longitudinal de l'éprouvette, nous avons comparé les résultats en traction pure et en

pression interne pure à l'état colmaté sous un rapport de contrainte de 0.1. La comparaison est illustrée dans la figure III.53.

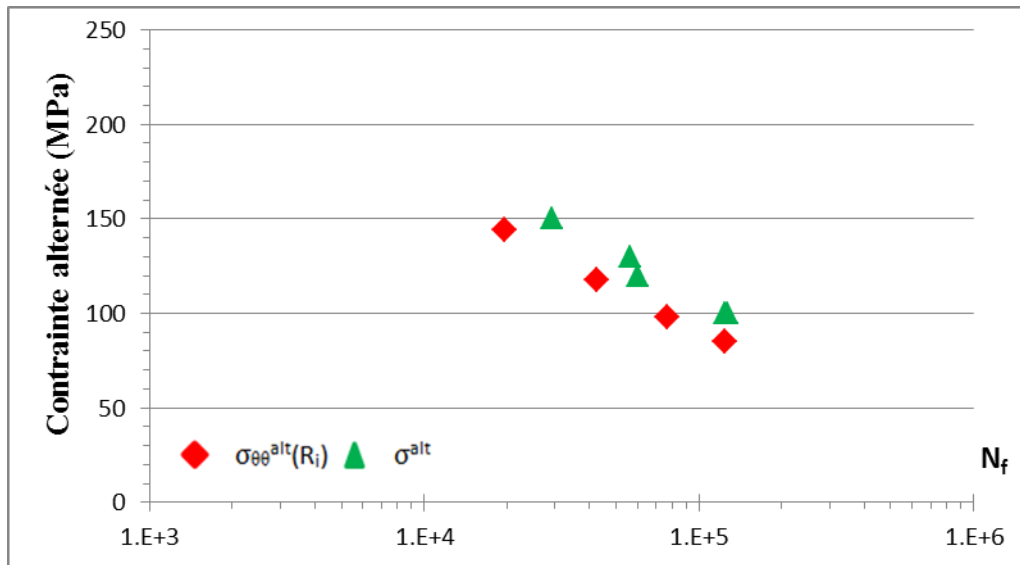


Figure III. 53 : Résultats des essais en traction et en pression à l'état colmaté, $R_\sigma = R_{\sigma p} = 0.1$ et $R_a = 0.8 \mu m$

Il s'avère qu'un chargement orthoradial est plus néfaste qu'un chargement axial : il conduit à un abatement de la durée de vie de l'ordre de 40%. Ces résultats sont à rapprocher des résultats obtenus sur l'alliage 2618 en flexion rotative purement alternée (cf. Figure I.24, chapitre I) [41] dans lesquels un chargement dans la direction transverse de l'éprouvette mène à une dégradation de la durée de vie par rapport à un chargement dans la direction longitudinale. Il semblerait donc qu'il existe également un effet d'anisotropie microstructurale induite par le procédé d'obtention de la plaque dans laquelle ont été prélevées les éprouvettes.

III.6. Conclusions

Les résultats obtenus en fatigue uniaxiale sur les différents états de surface ont montré que :

- pour les éprouvettes usinées
 - la rugosité n'a quasiment pas d'effet sur la tenue en fatigue de l'alliage 2618 en traction et absolument aucun effet en torsion ;
 - la présence d'une contrainte moyenne de traction affecte négativement la résistance en fatigue en traction ;
 - la présence d'une contrainte moyenne de cisaillement réduit également la résistance en fatigue en torsion ;

3EME PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

- les fissures s'amorcent toujours à partir de particules intermétalliques Al_9FeNi situées en surface sauf à très grand nombre de cycles ;

- il n'y a qu'un seul site d'amorçage ;

- le rapport entre les amplitudes de contrainte de torsion et de traction est de 0.9.

- Pour les éprouvettes traitées

- ✓ En traction uniaxiale à $R_\sigma=0.1$

- la phase de décapage participe de façon très mineure à l'abatement en fatigue même si de nombreuses cavités sont formées en surface (localisées sur les particules intermétalliques Al_9FeNi) ; cela est cohérent avec l'absence d'effet de la rugosité induite par l'usinage ;

- la phase d'anodisation génère un abatement de la tenue en fatigue; la fissuration de la couche d'oxyde a été identifiée comme étant à l'origine de fissures multiples dans le substrat ; les particules intermétalliques ne semblent pas être impliquées ; il y a donc un changement de mécanisme de fissuration ;

- la phase d'imprégnation génère un faïençage de la couche qui n'atteint pas forcément le substrat, mais ce faïençage ne génère pas d'abatement supplémentaire de la résistance en fatigue ;

- la phase de colmatage ne génère pas d'abatement supplémentaire, même si elle accentue le faïençage qui est plus dense et atteint le substrat ;

- ✓ En torsion $R_\tau=-1$

- le traitement de surface, dans son ensemble, n'a aucun effet sur la résistance en fatigue en torsion ; les fissures sont multiples mais le matage des sites de propagation n'a pas permis de conclure sur les mécanismes d'amorçage ;

- ✓ En pression interne à $R_{\sigma p}=0.1$

- la comparaison état brut / état traité n'a pas été effectuée ;

- seul l'état colmaté a été investigué ;

3EME PARTIE: FATIGUE UNIAXIALE

- l'amorçage de fissures est systématiquement situé sur la surface interne en adéquation avec le chargement mécanique, la contrainte orthoradiale étant légèrement plus élevée à l'intérieur qu'à l'extérieur ;
- cet amorçage multi-site s'effectue à partir de particules intermétalliques avec un rôle mineur cette fois-ci de la couche d'oxyde ;
- un chargement orthoradial est plus néfaste qu'un chargement axial. Pour une durée de vie donnée, le rapport des amplitudes de contraintes à l'état colmaté entre la contrainte orthoradiale et la contrainte axiale est de 0.85.

Dans le prochain chapitre, nous allons présenter les résultats obtenus pour l'alliage 2618 à l'état brut d'usinage et à l'état colmaté sous chargements multiaxiaux.

4^{EME} PARTIE : FATIGUE MULTIAXIALE

IV.1. Introduction

Ce chapitre est consacré à la présentation des résultats de fatigue multiaxiale de l'alliage 2618 à l'état usiné et anodisé-colmaté en traction-torsion, en traction-pression interne, en torsion-pression interne et en traction-torsion-pression interne combinées.

Les essais sur les éprouvettes simplement usinées, notamment ceux réalisés en traction-torsion combinée, avaient pour objectifs de caractériser les effets déphasage entre les composants du chargement et l'influence du rapport entre les amplitudes de contrainte ($\lambda = \frac{\tau^{alt}}{\sigma^{alt}}$). Ceci fait, nous avons réalisé des essais en traction combinée avec la pression interne, en torsion combinée avec la pression interne et enfin en traction-torsion-pression interne. Toutes les éprouvettes testées ont été usinées avec une rugosité arithmétique de 0.8 μm . En traction-torsion, nous avons pu conserver une fréquence d'essai raisonnable (10 Hz) mais pour les essais combinés avec la pression interne, la fréquence chute à 1 Hz, conditionnée par l'intensificateur de pression. Notons que quelques essais incluant la pression interne ont été arrêtés avant la rupture finale juste après l'apparition des premières fuites d'huile et les éprouvettes ont été découpées de la même façon que les éprouvettes testées en pression interne à l'état colmaté étudiées dans le chapitre précédent.

A la suite de ces essais, nous avons réalisé des essais sur les éprouvettes colmatées dans les mêmes conditions de chargement que pour les éprouvettes usinées afin d'analyser les influences croisées de la nature de chargement et de l'anodisation-colmatage.

IV.2. Résultats en traction-torsion

IV.2.1. Cas des éprouvettes usinées

Des essais en traction-torsion ont été réalisés sous différents rapports d'amplitude de contraintes ($\lambda=0.47, 0.57 (=1/\sqrt{3}), 0.67, 2.03$ et 2.75), en phase et avec déphasage ($\varphi = 0^\circ, 45^\circ$ et 90°) et sous différents rapports de contrainte ($R_\sigma = 0.1$ et -1 et $R_\tau = 0.1$ et -1).

Le tableau IV.1 résume les différentes combinaisons d'essais et le nombre de cycles à rupture correspondant. Les contraintes (en MPa) correspondent au système de coordonnées cylindriques.

4EME PARTIE : FATIGUE MULTIAXIALE

Traction		Torsion				
σ_{zz}^{alt}	R_σ	$\tau_{\theta z}^{alt}$	R_τ	$\varphi (^{\circ})$	λ	N_f
40	-1	110	-1	0	2,75	$1,243.10^6$
40	-1	110	-1	90	2,75	$1,17.10^6$
150	-1	70	-1	0	0,47	$2,64.10^5$
150	-1	70	-1	90	0,47	$2,81.10^5$
150	-1	100	0,1	90	0,67	$7,425.10^4$
150	-1	70	0,1	0	0,47	$9,948.10^4$
150	0,1	70	-1	90	0,47	$3,356.10^4$
137	-1	79	-1	0	0,57	$1,364.10^6$
95	-1	193	-1	0	2,03	$2,05.10^4$
150	-1	70	-1	45	0,47	$2,75.10^5$

Tableau IV. 1 : Résultats des essais en traction-torsion combinés sur éprouvettes usinées

L'angle de déphasage et la participation de chacune des composantes de traction et de torsion sont parmi les paramètres à prendre en compte dans le dimensionnement des structures lors d'un chargement combiné car le trajet de chargement n'est pas le même avec ou sans déphasage (figures IV.1, IV.2 et IV.3).

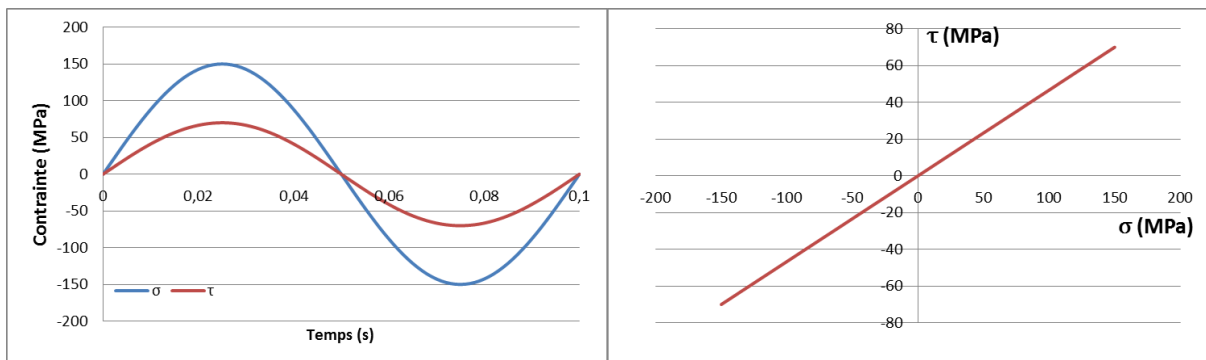


Figure IV. 1 : Exemple d'un chargement alterné en traction-torsion combinée sans déphasage, $\varphi=0^{\circ}$, $\sigma^{alt}=150$ MPa, $\tau^{alt}=70$ MPa durant un cycle

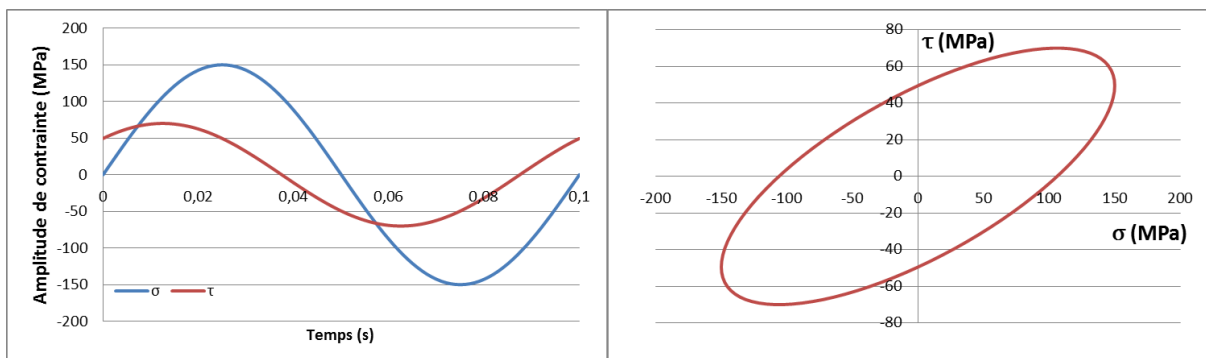


Figure IV. 2 : Exemple d'un chargement alterné en traction-torsion combinée déphasée, $\varphi=45^{\circ}$, $\sigma^{alt}=150$ MPa, $\tau^{alt}=70$ MPa durant un cycle

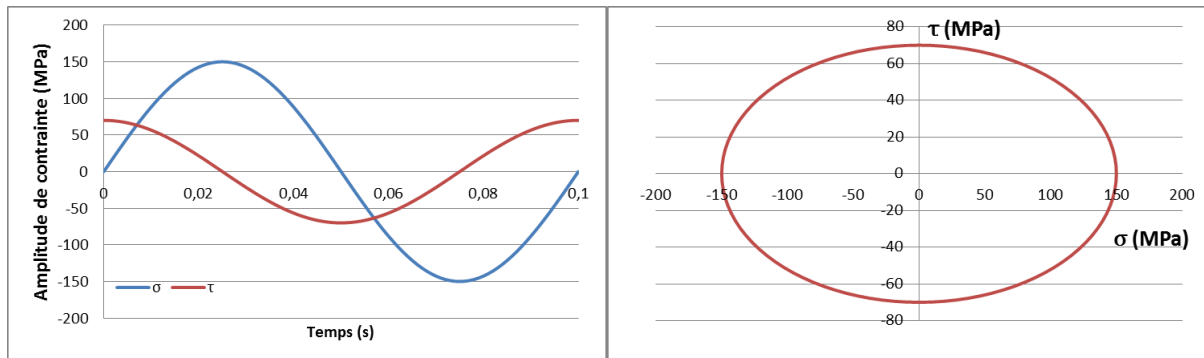


Figure IV. 3 : Exemple d'un chargement alterné en traction-torsion combinée en opposition de phase, $\varphi=90^\circ$, $\sigma^{\text{alt}}=150$ MPa, $\tau^{\text{alt}}=70$ MPa durant un cycle

Ces figures décrivent l'évolution de la contrainte de traction et celle de torsion lors d'un chargement cyclique combiné. Nous savons que lors d'un chargement combiné de traction-torsion, le déphasage joue un rôle dans le changement de la direction des contraintes principales au cours du chargement et modifie donc les valeurs maximales de la contrainte normale et de la contrainte de cisaillement qui sont les paramètres de base qui influencent directement l'amorçage et la propagation de fissure en fatigue multiaxiale [131].

Pour étudier l'effet du déphasage lors d'un chargement de traction-torsion combinée, nous avons analysé chaque cas décrit dans les figures (IV.1, IV.2 et IV.3) du point de vue de la contrainte de cisaillement agissant sur un plan matériel particulier : celui sur lequel la contrainte de cisaillement est maximale [132]. Ce choix est justifié par le fait que la plupart des auteurs des critères de fatigue considèrent cette contrainte comme principale force motrice de l'amorçage des fissures de fatigue.

Considérons donc un plan D repéré par un angle α entre la normale au plan et l'axe longitudinal de l'éprouvette et faisons l'hypothèse que la normale au plan matériel, la direction du cisaillement de ce plan et l'axe longitudinal de l'éprouvette soient coplanaires (figure IV.4).

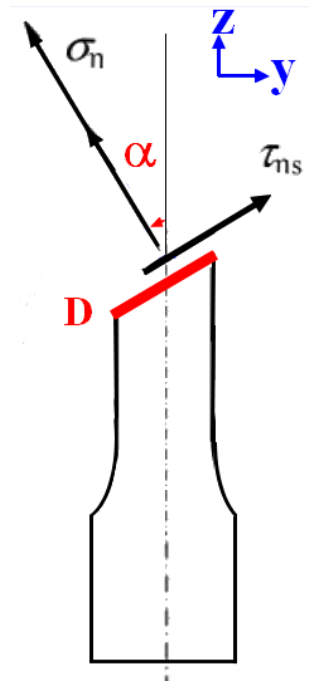


Figure IV. 4 : Définition des contraintes de cisaillement et normale dans plan D

τ_{ns} et σ_n sont respectivement, les contraintes de cisaillement et normale sur le plan D.

Les résultats pour les trois angles de déphasage (0° , 45° et 90°) et pour les deux combinaisons de chargement ($\sigma^{alt}=150$ MPa et $\tau^{alt}=70$ MPa) et ($\sigma^{alt}=40$ MPa et $\tau^{alt}=110$ MPa) sont montrés dans la figure IV.5. Les deux combinaisons sont caractérisées par leur rapport d'amplitude de contraintes λ ($\lambda = \frac{\tau^{alt}}{\sigma^{alt}}$) respectivement égaux à 0,47 et 2,75.

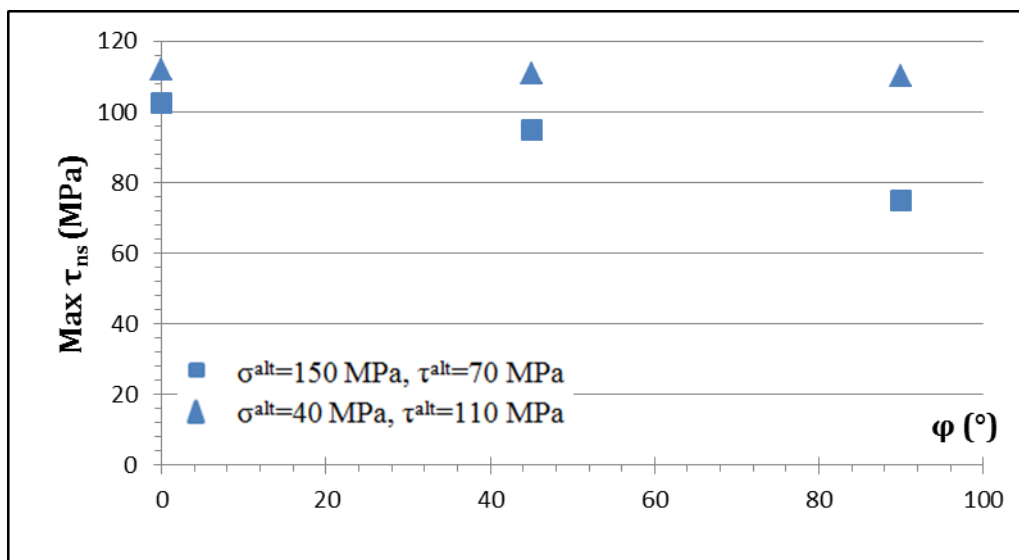


Figure IV. 5 : Evolution de la contrainte maximale de cisaillement dans le plan D en fonction du déphasage pour $\lambda=2.75$ et 0.47

4EME PARTIE : FATIGUE MULTIAXIALE

Pour le rapport d'amplitude de contraintes 2.75 dans lequel la contrainte de cisaillement est plus grande que celle de la traction, la contrainte maximale de cisaillement dans le plan D évolue peu, quel que soit l'angle de déphasage. Par contre, pour un rapport de 0.47, le déphasage réduit la valeur de la contrainte maximale de cisaillement. D'après ces résultats, nous nous attendons donc à une durée de vie croissante en augmentant l'angle de déphasage pour la combinaison où la participation de la contrainte de traction est plus importante que celle de la torsion et une durée de vie similaire dans le cas contraire.

Pour l'alliage 2618, la figure IV.6 décrit l'évolution de la durée de vie en fonction de l'angle de déphasage pour des chargements bi-axiaux à même niveau de contrainte alternée équivalente de von Mises ($\sigma_{VM}^{alt} = \sqrt{\sigma^{alt^2} + 3\tau^{alt^2}}$) pour les deux rapports d'amplitude de contrainte λ (0,47 et 2,75) ; suivant les deux axes de sollicitation, le chargement est purement alterné.

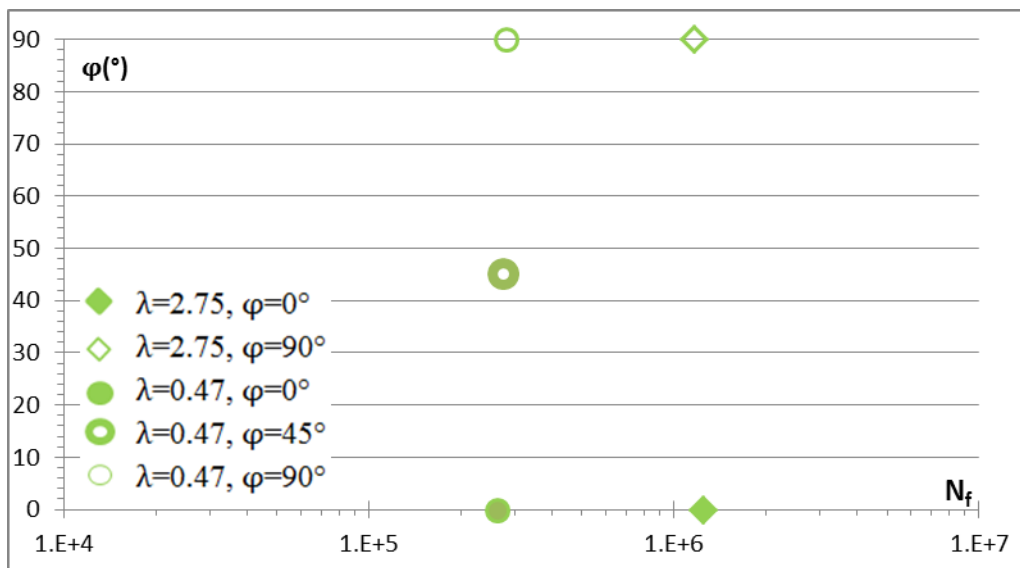


Figure IV. 6 : Effet du déphasage et du rapport d'amplitude de contrainte en tension-torsion combinées sur éprouvettes usinées ($R_\sigma=R_\tau=-1$) à $\sigma_{VM}^{alt}=193$ MPa

Si nous n'avons pas pu définir expérimentalement l'orientation du plan critique sur lequel l'amorçage des fissures s'est produit, nous avons constaté qu'à même contrainte équivalente alternée :

- la durée de vie en fatigue dépend du rapport d'amplitude de contrainte : plus le rapport est élevé plus la durée de vie est élevée; cela veut dire que la traction participe plus à la réduction de la durée de vie que la torsion ;

- La durée de vie ne semble pas sensible au déphasage, et ce, quel que soit le rapport d'amplitude de contrainte ; cela n'est pas conforme au constat de la figure IV.5 sur l'amélioration de la durée de vie avec le déphasage pour le rapport $\lambda = 0.47$ et conforme pour le rapport $\lambda = 2.75$.

La figure IV.7 montre les résultats obtenus sous le même rapport d'amplitude de contrainte λ (0.47) et la même combinaison de chargement ($\sigma^{\text{alt}}=150$ MPa et $\tau^{\text{alt}}=70$ MPa) mais avec une contrainte moyenne positive en traction ($R_\sigma=0.1$) ou en torsion ($R_\tau=0.1$). Il apparaît qu'une contrainte moyenne positive en traction réduit considérablement la tenue en fatigue (en comparant le losange vide au rond vide) par rapport à l'effet d'une contrainte moyenne positive de cisaillement (en comparant le losange plein au rond plein) en considérant d'après les résultats précédents que le déphasage n'a a priori pas d'effet sur la durée de vie en fatigue. Nous retrouvons ici l'influence de la contrainte moyenne de torsion que nous avons pu constater sous chargement uniaxial de torsion. Mais en comparant cette diminution de la durée de vie avec la diminution également observée lorsqu'une contrainte moyenne de cisaillement est mise en place (losange plein vs rond plein), nous pouvons conclure qu'une contrainte moyenne en traction est plus néfaste qu'une contrainte moyenne en torsion dans un chargement combiné de traction-torsion.

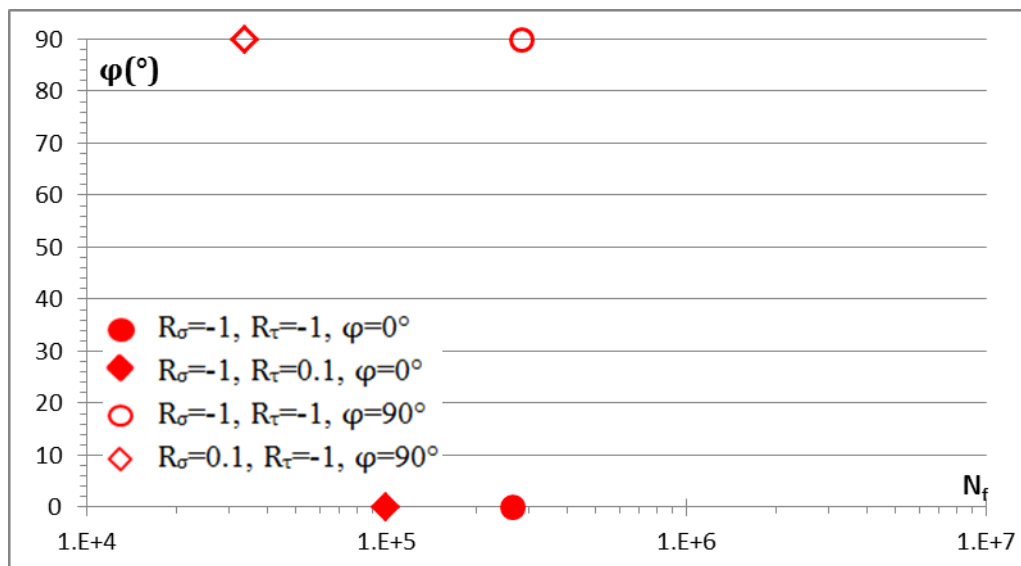


Figure IV. 7 : Effet du déphasage en traction-torsion combinés avec une contrainte moyenne positive en traction ou en torsion ($\sigma^{\text{alt}}=150$ MPa, $\tau^{\text{alt}}=70$ MPa)

L'analyse fractographique des faciès de rupture des éprouvettes testées en traction-torsion n'a pas permis malheureusement de déterminer les mécanismes d'amorçage dans ce cas de chargement à cause du matage dû au chargement de torsion. Par contre, nous avons pu

déterminer le nombre de sites d'amorçage de fissures. Comme en fatigue uniaxiale, les sites d'amorçage sont uniques comme le montre dans la figure IV.8.



Figure IV. 8 : Faciès de rupture d'une éprouvette brute d'usinage testée en traction-torsion combinées : $\sigma^{alt}=150$ MPa, $\tau^{alt}=70$ MPa, $\varphi=0^\circ$, $R_\sigma=-1$ et $R_\tau=0.1$

IV.2.2. Cas des éprouvettes colmatées

Les essais en traction-torsion alternées sur les éprouvettes ayant subi le processus d'anodisation complet ont été réalisés en phase sous deux rapports d'amplitude de contrainte ($\lambda=0.47$ et 2.75) sur les éprouvettes ayant subi le processus d'anodisation complet. Le tableau IV.2 récapitule les résultats obtenus.

Traction		Torsion		φ (°)	λ	N_f
σ_{zz}^{alt}	R_σ	$\tau_{\theta z}^{alt}$	R_τ			
40	-1	110	-1	0	2,75	$6,82.10^5$
150	-1	70	-1	0	0,47	$1,34.10^5$
150	-1	70	-1	0	0,47	$1,23.10^5$

Tableau IV. 2 : Résultats des essais en tension-torsion combinée sur éprouvettes anodisées-colmatées

La figure IV.9 montre les résultats obtenus pour la même contrainte alternée équivalente de von Mises et les deux rapports d'amplitude de contrainte (0.47 et 2.75) et pour l'état de surface traité, en comparaison avec l'état de surface usiné.

Comme déjà observé en fatigue uniaxiale, l'anodisation impacte la tenue en fatigue de l'alliage. Cependant, il semble que la sollicitation en torsion superposée à la sollicitation de traction n'aggrave pas cet impact négatif de l'anodisation (figure IV.9) : l'abatement de la durée de vie en traction pure (ondulée) à σ_{zz}^{alt} égale à 150 MPa est estimé à 40% et celui en

4EME PARTIE : FATIGUE MULTIAXIALE

traction-torsion à 50% pour le même niveau de contrainte axiale alternée. Ceci va dans le sens de ce qui a été observé lors des essais en torsion cyclique sur éprouvettes colmatées : aucun abatement de durée de vie n'a pu être décelé. Et par ailleurs, nous avons pu constater qu'en traction uniaxiale, l'abatement était d'autant plus important que le niveau de contrainte diminuait, constat correspondant au 10% d'écarts observé ici entre les deux cas de chargement.

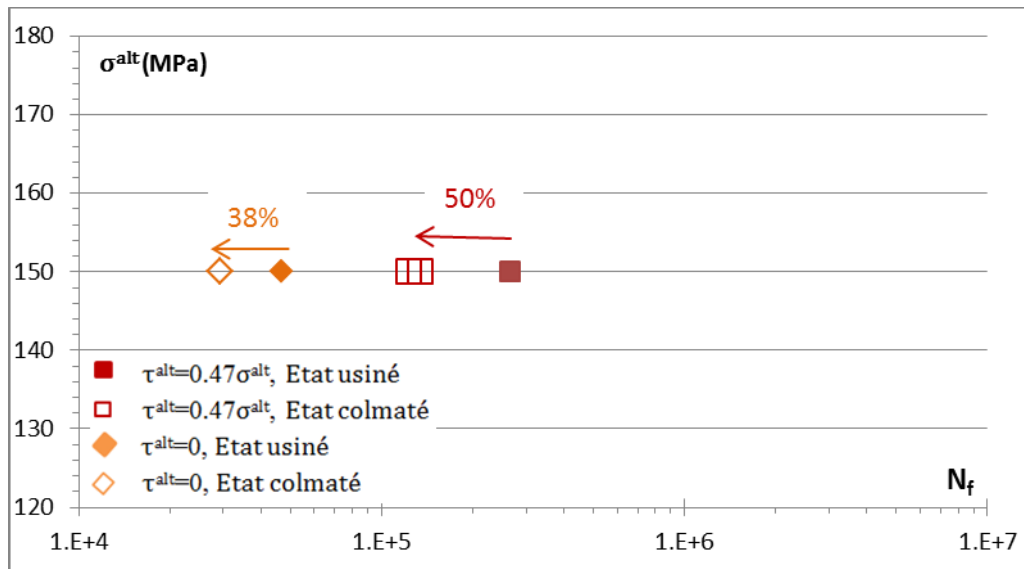


Figure IV. 9 : Abatement de la durée de vie en traction pure et en traction-torsion combinées sous la même contrainte axiale alternée

Par ailleurs, comme pour l'état usiné, nous pouvons constater sur la figure IV.10 que pour la même contrainte alternée équivalente de von Mises, la durée de vie en fatigue dépend du rapport d'amplitude de contrainte. Plus le rapport est élevé plus la durée de vie est élevée; cela veut dire que la participation de traction est plus importante dans la réduction de la durée de vie que la torsion dans le cas des éprouvettes colmatées. Cela va bien dans le sens de ce qui avait déjà été observé pour les éprouvettes simplement usinées.

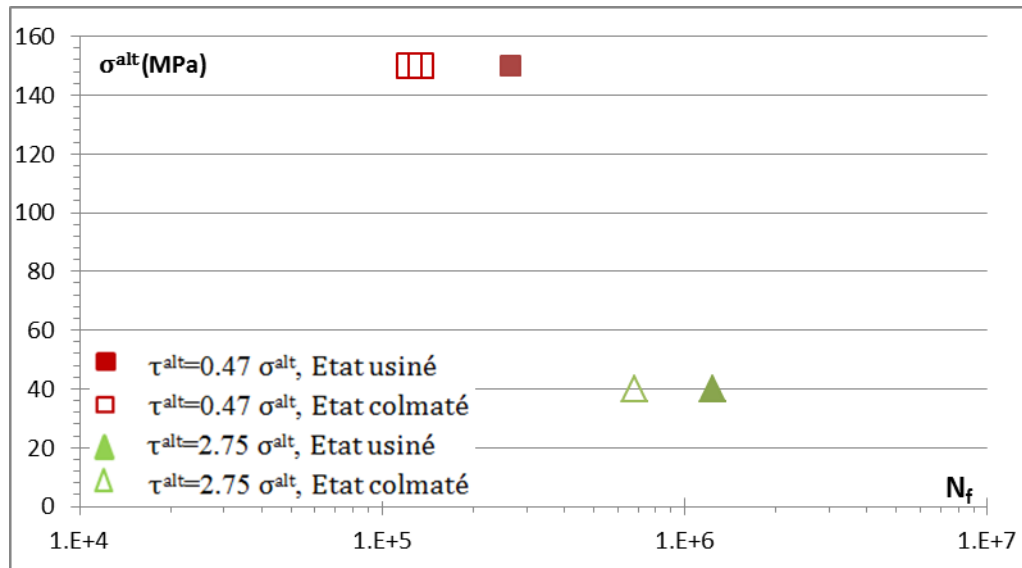


Figure IV. 10 : Effet du rapport de l'amplitude de contrainte sur éprouvettes colmatées

IV.3. Résultats en traction-pression interne

Les résultats obtenus en traction-pression interne en phase sur les éprouvettes usinées et colmatées sont consignés dans le tableau IV.3 et présentés dans la figure IV.11.

Etat	Combinaison	Traction		Pression interne		N _f Cycles
		σ_{zz}^{alt}	R_{σ}	$\sigma_{\theta\theta}^{alt}(R_e)$	$R_{\sigma p}$	
Usiné	1	100	0,1	20,83	0,1	$1,33.10^5$
Usiné	2	90	0,1	18,75	0,1	$2,58.10^5$
Usiné	3	70	0,1	14,58	0,1	$3,94.10^5$
Colmaté	1	100	0,1	20,83	0,1	$5,09.10^4$
Colmaté	2	90	0,1	18,75	0,1	$7,3.10^4$
Colmaté	3	70	0,1	14,58	0,1	$5,2.10^4$

Tableau IV. 3 : Résultats des essais en traction-pression interne combinées sur éprouvettes usinées et colmatées

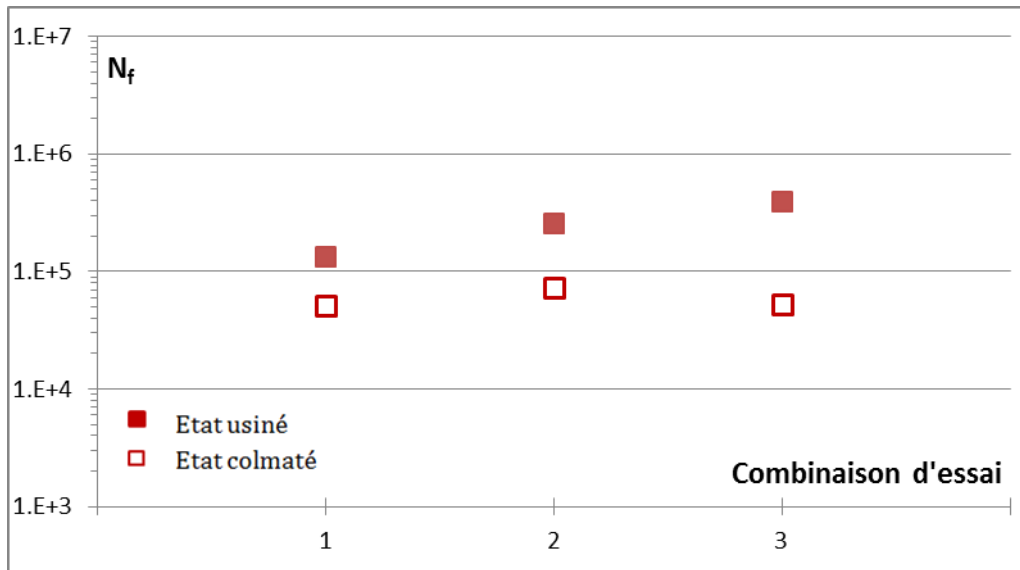


Figure IV. 11 : Résultats des essais de traction-pressure interne

L'anodisation a un effet néfaste sur la tenue en fatigue sous chargement de traction-pressure interne. L'effet sur la durée de vie évolue en fonction des contraintes appliquées et comme pour les chargements de traction axiale pure, plus la contrainte est élevée moins l'effet est important. Pour la combinaison numéro 1 qui représente le niveau de contrainte le plus élevé, cet abatement calculé est de 61 %, pour la combinaison numéro 2, l'abatement est de 71% et pour la dernière combinaison correspondant à la plus faible charge, l'abatement est de 86%. Nous sommes bien au-dessus du niveau d'abatement quantifié en traction uniaxiale et nous sommes tentés de dire que les effets (suivant chaque axe), se cumulent.

Les observations en microscopie électronique à balayage des faciès de rupture des éprouvettes usinées testées en traction-pressure interne sont reproduites dans les figures IV.12 et IV.13.

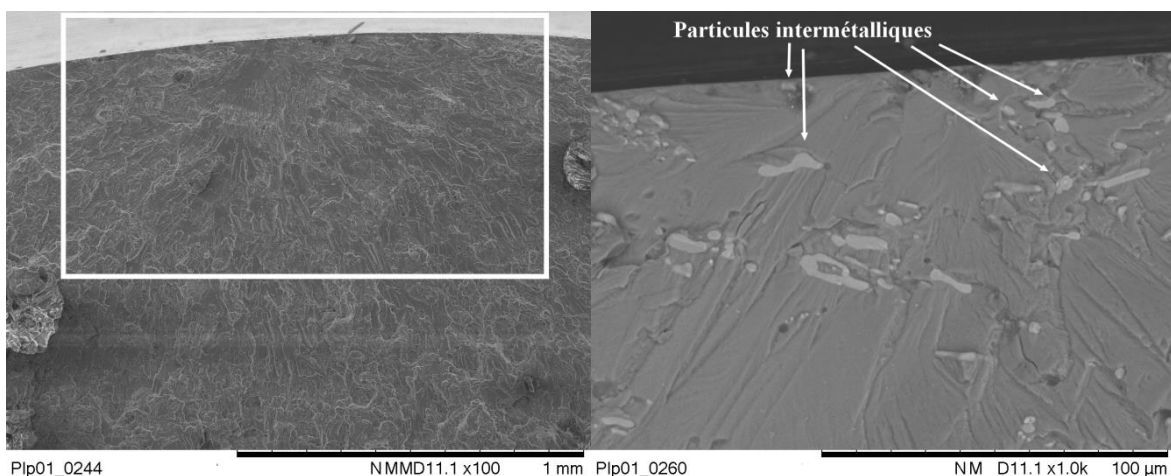


Figure IV. 12 : Zone d'amorçage d'une éprouvette usinée,
 $\sigma_{zz}^{alt}=90$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=18,75$ MPa

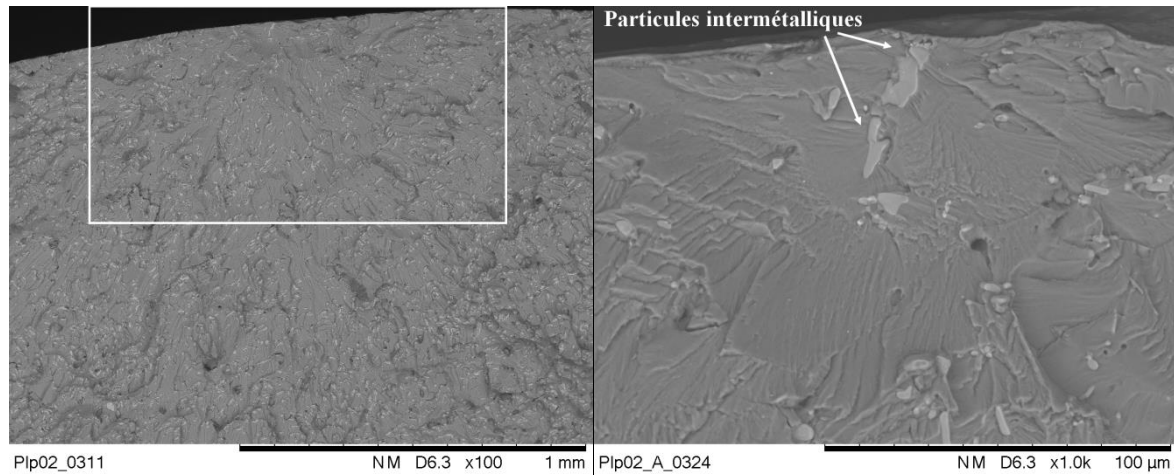


Figure IV. 13 : Zone d'amorçage d'une éprouvette usinée,
 $\sigma_{zz}^{alt}=100$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=20,83$ MPa

Comme pour les éprouvettes usinées testées en traction uniaxiale, les fissures s'amorcent à partir d'une particule intermétallique Al_9FeNi (figures IV.12 et IV.13) ou d'un amas de particules situé en surface extérieure et le site d'amorçage est unique. La figure IV.14 qui représente les deux surfaces de rupture de la même éprouvette montre la rupture des particules intermétalliques se trouvant dans le site d'amorçage et au-delà.

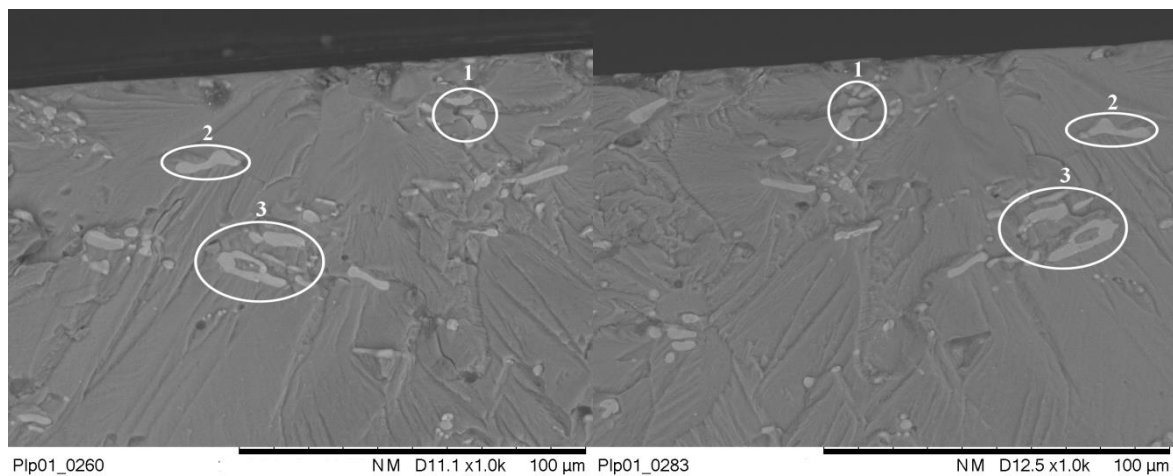


Figure IV. 14 : Les deux faciès de rupture d'une éprouvette usinée,
 $\sigma_{zz}^{alt}=90$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=18,75$ MPa

Pour les éprouvettes colmatées, l'analyse des faciès de rupture est illustrée par les figures IV.15 et IV.16.

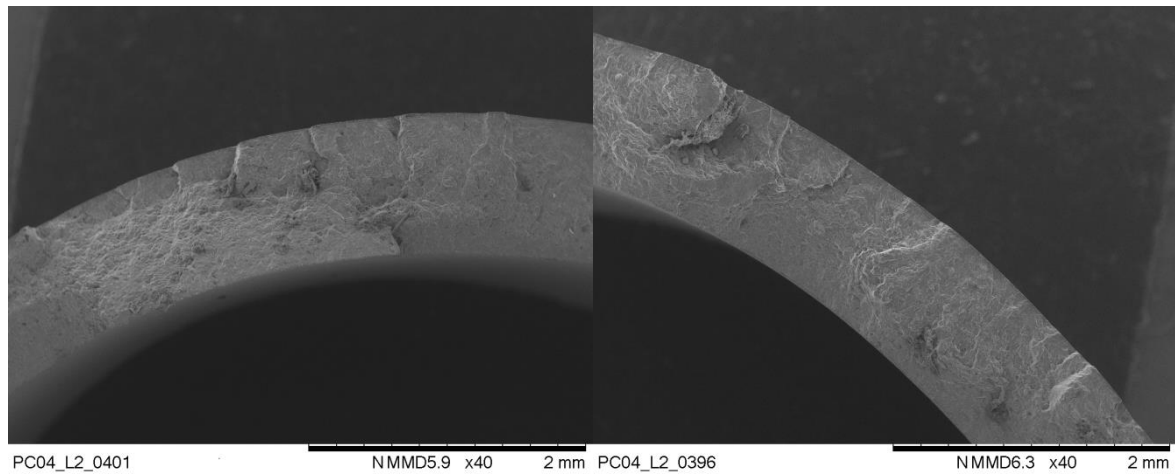


Figure IV. 15 : Multi-sites d'amorçage de fissures d'une éprouvette colmatée, $\sigma_{zz}^{alt}=90$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=18,75$ MPa

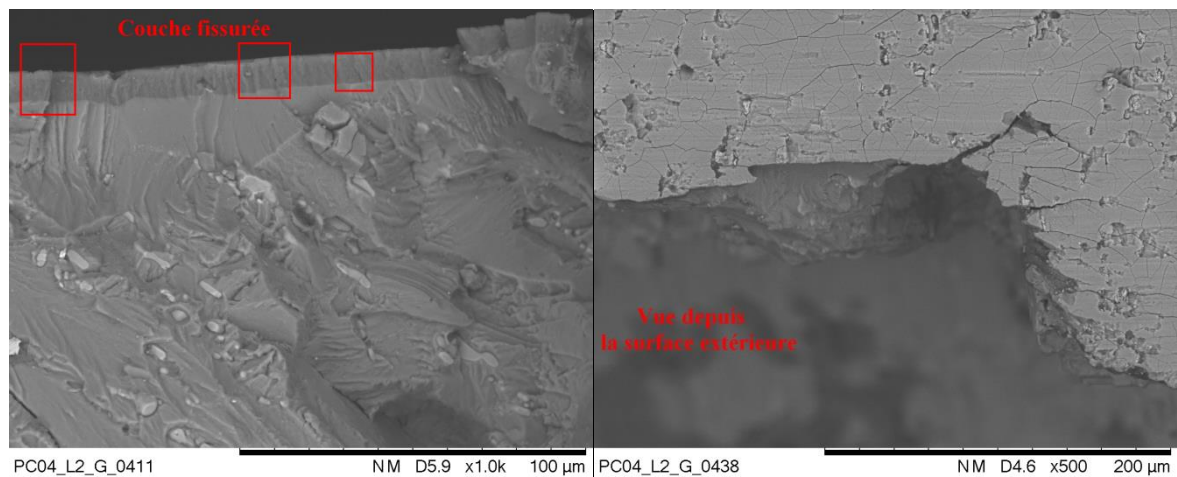
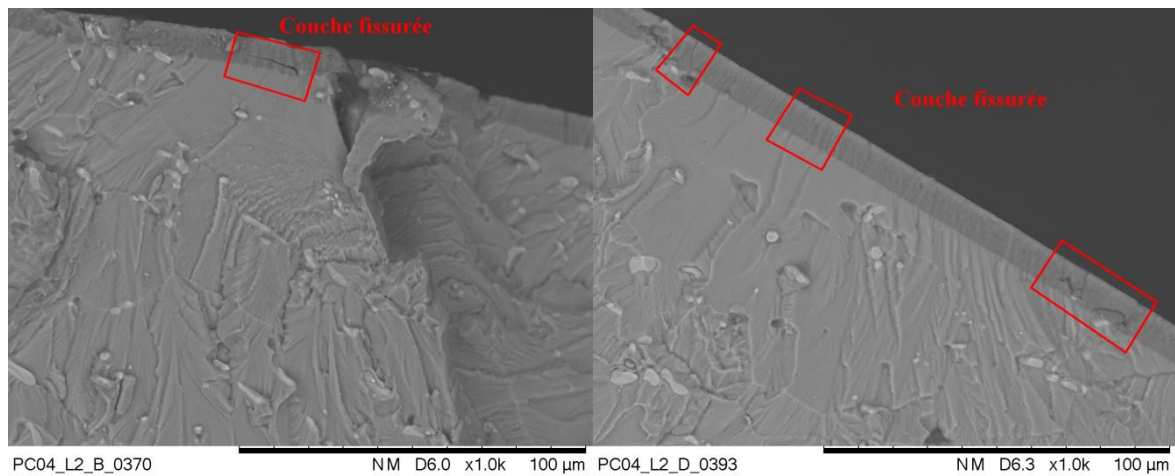


Figure IV. 16 : Zones d'amorçage de fissures à partir de la couche d'oxyde d'une éprouvette colmatée, $\sigma_{zz}^{alt}=90$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=18,75$ MPa

Des observations similaires ont été faites sur les autres éprouvettes : elles ont mis en évidence que pour tous les chargements, l'amorçage a eu lieu en surface extérieure suite à la fissuration

de la couche d'oxyde et que les zones d'amorçage sont multiples. L'amorçage en surface externe de l'éprouvette tubulaire plutôt qu'en surface interne comme ce qui a été observé pour la pression interne pure peut être expliqué par la prédominance de la contrainte de traction dans les chargements combinés de traction-pression interne mis en œuvre (le rapport de contrainte entre la direction axiale et la direction circonférentielle vaut 4,8). Par ailleurs, les mécanismes semblent en effet plus proches de ceux de la traction pure (multi-sites, fissuration de la couche) que ceux observés lors d'un chargement de pression interne seul (amorçage impliquant des particules).

IV.4. Résultats en torsion-pression interne

Les résultats des essais en torsion-pression interne en phase sur des éprouvettes usinées et colmatées sont montrés dans le tableau IV.4 et la figure IV.17.

Etat	Combinaison	Torsion		Pression Interne		N_f Cycles
		$\tau_{\theta z}^{alt}$	R_τ	$\sigma_{\theta\theta}^{alt}(R_e)$	$R_{\sigma p}$	
Usiné	1	90	0,1	18,75	0,1	$1,95.10^5$
Usiné	2	69	0,1	14,4	0,1	$1,467.10^6$
Colmaté	1	90	0,1	18,75	0,1	$8,88.10^4$
Colmaté	2	69	0,1	14,4	0,1	$1,23.10^6$

Tableau IV. 4 : Résultats des essais en torsion-pression interne combinés sur éprouvettes usinées et colmatées

Un effet néfaste du traitement de surface a également été observé dans ce cas de chargement (figure IV.17).

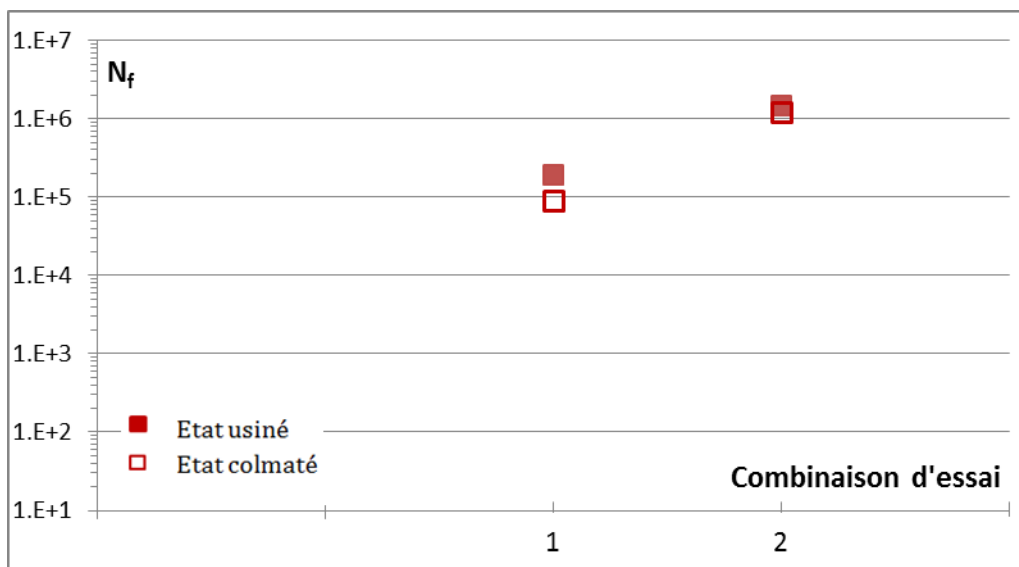


Figure IV. 17 : Résultats des essais de torsion-pression interne

Pour la première combinaison, l'abattement de la durée de vie est de 54% et de 15% pour la deuxième combinaison qui correspond aux faibles chargements. L'effet du traitement de

surface semble donc moins marqué que dans le cas de la traction-pression interne. Là encore, ces constats sont cohérents avec ce que nous avons pu observer en torsion uniaxiale alternée (absence d'effet) et le niveau de contrainte circonférentielle (le rapport entre contrainte alternée de cisaillement et contrainte circonférentielle alternée valant 4,8).

L'observation des surfaces de rupture des éprouvettes usinées a permis de constater que les sites d'amorçage sont uniques et que les amorçages ont toujours eu lieu en surface extérieure, ce qui est normal : le gradient de la contrainte de torsion l'emporte largement sur celui de la pression interne. Par ailleurs, nous avons identifié les particules intermétalliques Al_9FeNi comme étant à l'origine des amorçages. Comme lors des essais en torsion, les faciès sont malheureusement abimés et montrent des marques d'abrasion qui rendent l'analyse difficile (figure IV.18).

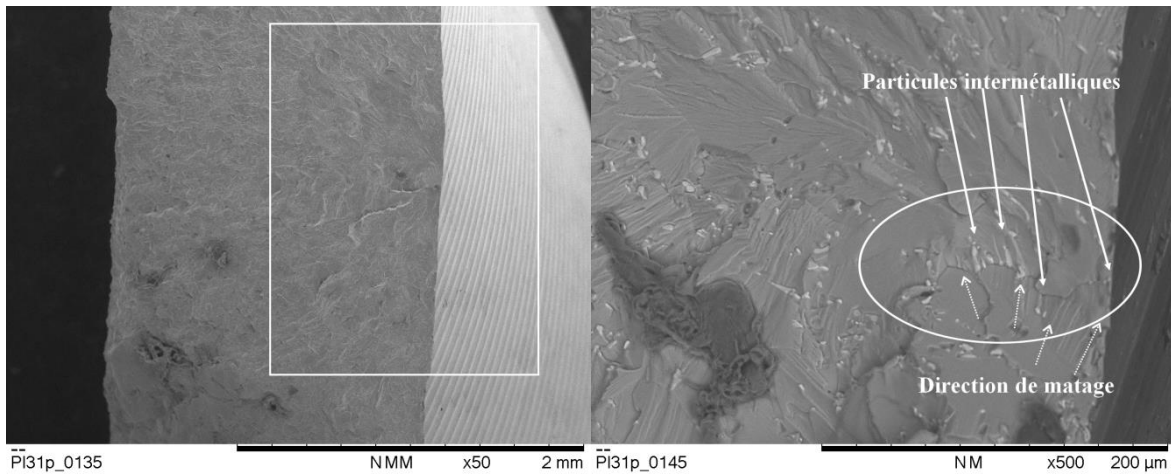


Figure IV. 18 : Zone d'amorçage d'une éprouvette usinée,
 $\tau_{\theta z}^{alt}=69 \text{ MPa}$ et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=14,4 \text{ MPa}$

L'observation des surfaces de rupture des éprouvettes colmatées a permis d'identifier la fissuration de la couche d'oxyde comme étant à l'origine des fissures de fatigue (figures IV.19, IV.20 et IV.21).

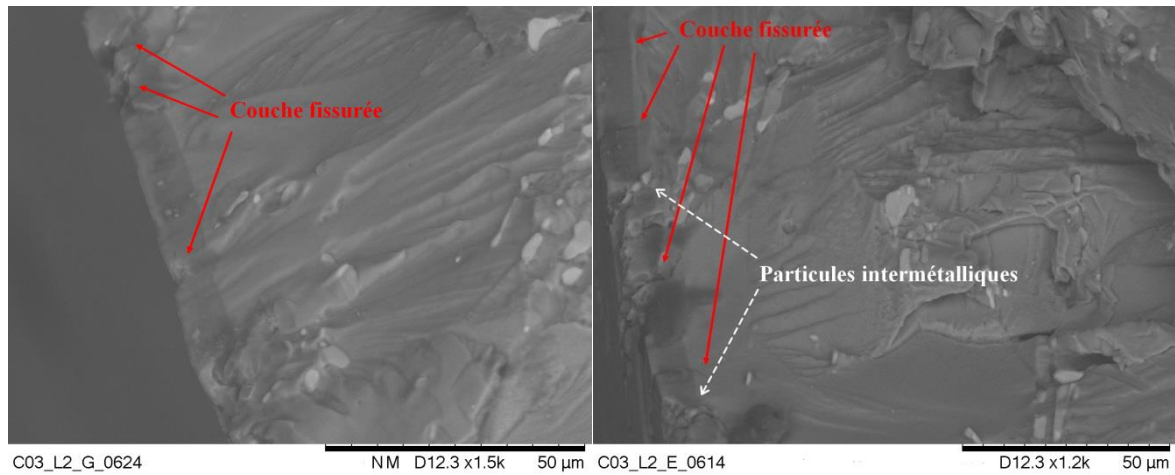


Figure IV. 19 : Faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,
 $\tau_{0z}^{alt}=90$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=18,75$ MPa

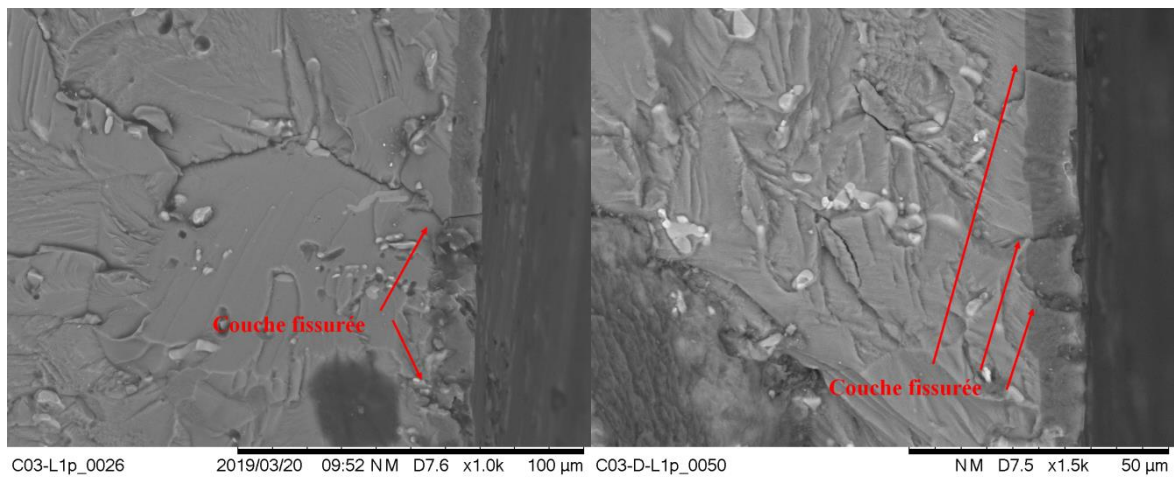


Figure IV. 20 : Faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,
 $\tau_{0z}^{alt}=69$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=14,4$ MPa

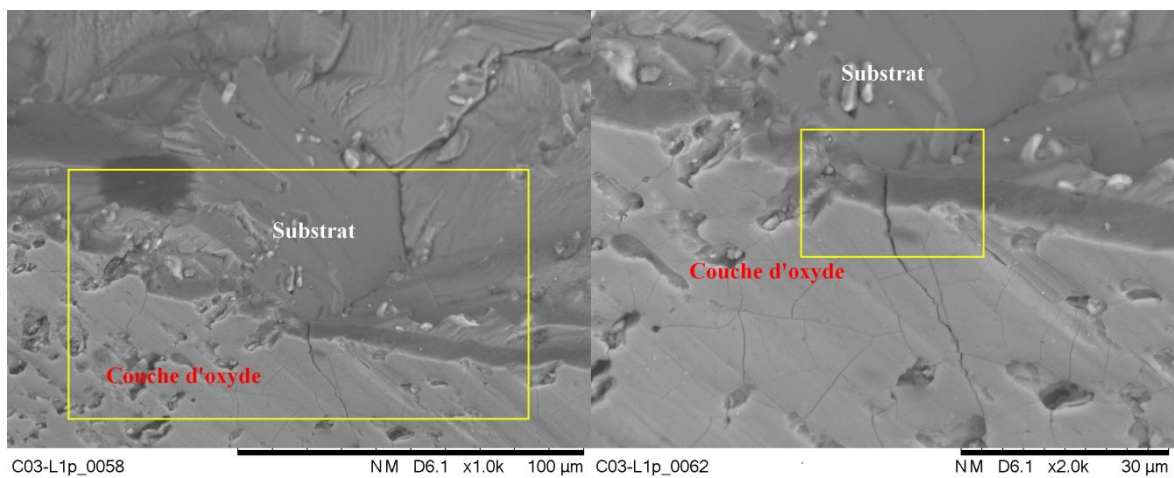


Figure IV. 21 : Vue depuis l'extérieur d'un faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,
 $\tau_{0z}^{alt}=69$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=14,4$ MPa

4EME PARTIE : FATIGUE MULTIAXIALE

L'observation microscopique de la couche d'oxyde montre des fissures secondaires orientées à 45° par rapport à l'axe longitudinal des éprouvettes cylindriques. Ces fissures sont localisées à une distance proche des faciès de rupture (figure IV.22). Au niveau des faciès de rupture, ces fissures secondaires se propagent dans le substrat sur quelques centaines de microns (figure IV.23).

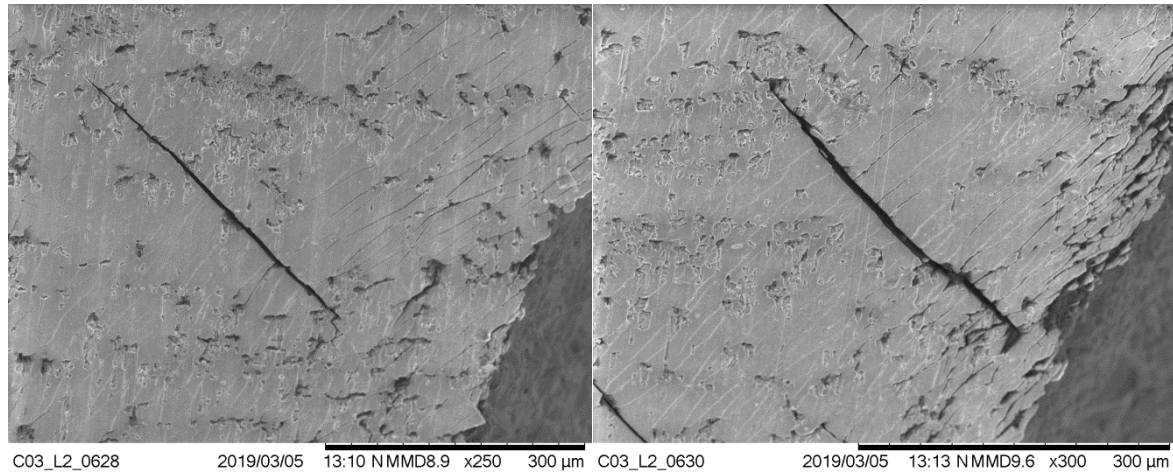


Figure IV. 22 : Fissuration à 45° de la couche d'oxyde d'une éprouvette colmatée,
 $\tau_{yz}^{alt}=90$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=18,75$ MPa

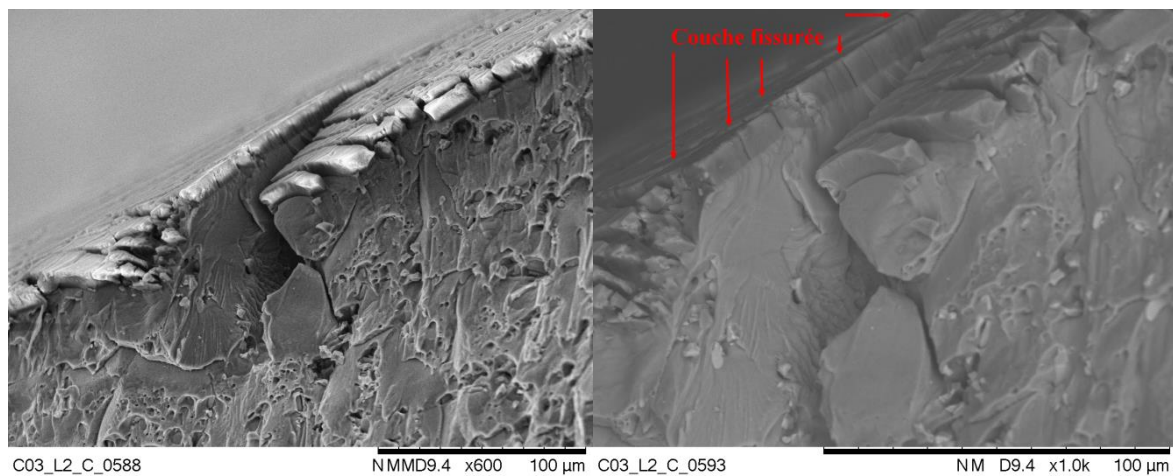


Figure IV. 23 : Exemple de fissure secondaire d'une éprouvette colmatée,
 $\tau_{\theta z}^{alt}=90$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=18,75$ MPa

IV.5. Résultats en traction-torsion-pression interne

Nous poursuivons la même démarche d'analyse mais cette fois-ci avec un chargement de traction-torsion-pression interne en phase.

Les résultats obtenus sur éprouvettes usinées sont consignés dans le tableau IV.5. Le cycle de contrainte circonférentielle (pression interne) est sous le rapport de contrainte de 0.1 ; sur les

4EME PARTIE : FATIGUE MULTIAXIALE

deux autres axes de sollicitations, le rapport de contrainte vaut -1 ou 0.1. Par ailleurs aucun déphasage n'a été introduit entre les directions de sollicitations.

Traction		Torsion		P. interne		N_f	Amélioration de N_f
σ_{zz}^{alt}	R_σ	$\tau_{\theta z}^{alt}$	R_τ	$\sigma_{\theta\theta}^{alt}(R_e)$	$R_{\sigma p}$	Cycles	
100	0,1	100	0,1	20,83	0,1	$1,94.10^4$	Référence
100	-1	100	0,1	20,83	0,1	$3,8.10^4$	95 %
100	0,1	100	-1	20,83	0,1	$3,17.10^4$	63%

Tableau IV. 5 : Résultats des essais en traction-torsion-pression interne combinées sur éprouvettes usinées sous différents rapports de contrainte (0.1 et -1)

Nous retrouvons naturellement les effets précédemment observés sous chargements uniaxiaux de traction axiale ou de torsion : la durée de vie est affectée par la présence d'une contrainte moyenne de traction ou de cisaillement.

Les résultats des essais sur éprouvettes anodisées-colmatées sont retranscrits dans le tableau IV.6 et illustrés par la figure IV.24.

Etat	Combinaison	Traction	Torsion	P. interne	N_f
		σ_{zz}^{alt}	$\tau_{\theta z}^{alt}$	$\sigma_{\theta\theta}^{alt}(R_e)$	Cycles
Usiné	1	100	100	20,83	$1,94.10^4$
Usiné	2	69	69	14,4	$1,14.10^5$
Usiné	3	50	50	10,4	$>10^6$ (sans rupture)
Colmaté	1	100	100	20,83	$1,58.10^4$
Colmaté	1	100	100	20,83	$1,11.10^4$
Colmaté	2	69	69	14,4	$5,05.10^4$
Colmaté	2	69	69	14,4	$4,7.10^4$

Tableau IV. 6 : Résultats des essais combinés en traction-torsion-pression interne sur éprouvettes usinées et éprouvettes colmatées

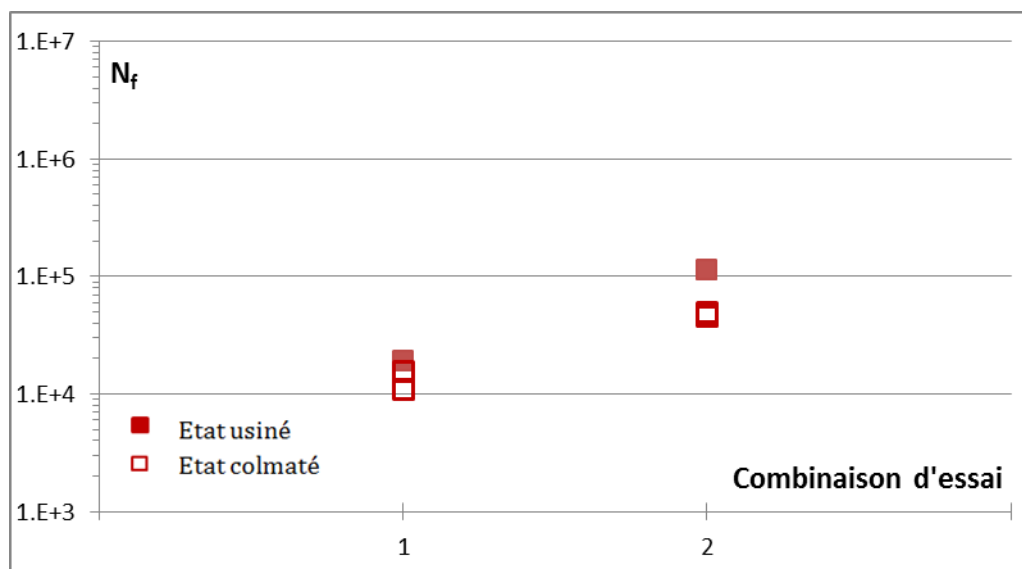


Figure IV. 24 : Résultats des essais de traction-torsion-pression interne

4EME PARTIE : FATIGUE MULTIAXIALE

Nous pouvons observer que le traitement de surface réduit la durée de vie : pour les charges élevées, l'abattement est estimé en moyenne à 30 % et à 56 % pour les faibles charges ; ces abattements sont en accords avec ceux qui ont été observés dans les autres cas de chargement précédemment présentés.

Les observations des faciès de rupture des éprouvettes faites par microscope électronique à balayage sont reproduites dans les figures IV.25, IV.26 et IV.27.

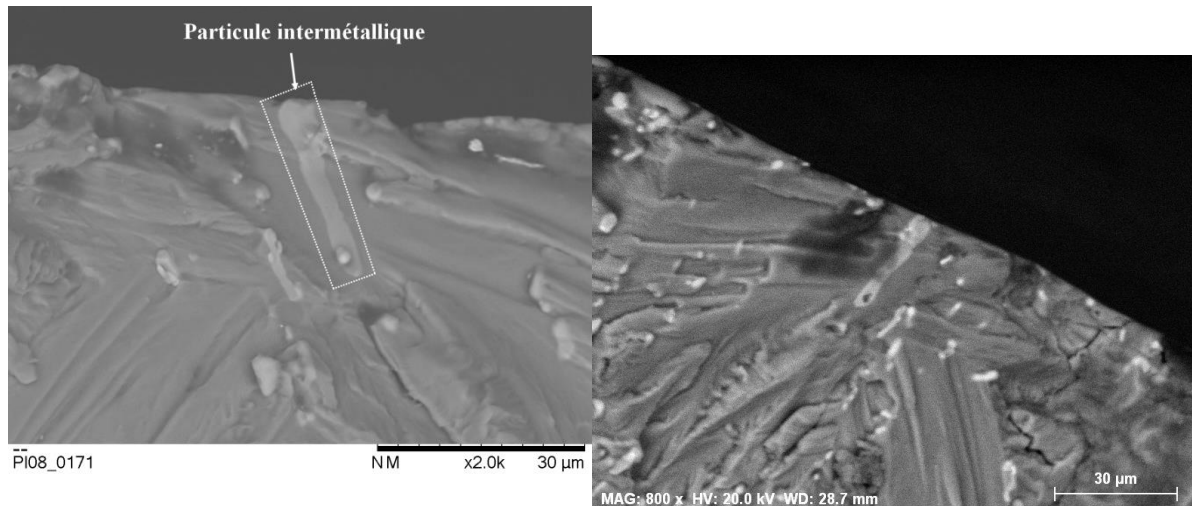


Figure IV. 25 : Origine d'amorçage d'une éprouvette usinée,
 $\sigma_{zz}^{alt}=100$ MPa, $\tau_{\theta z}^{alt}=100$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=20,83$ MPa

Pour les éprouvettes usinées, nous retrouvons les mêmes mécanismes d'amorçage que lors des chargements en traction ou en torsion pure : un seul site d'amorçage sur particule intermétallique.

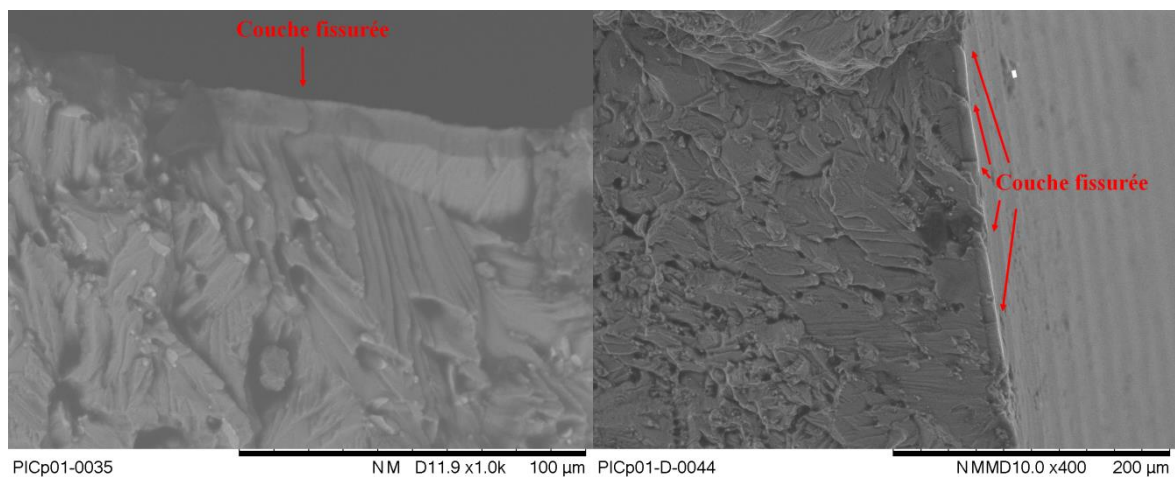


Figure IV. 26 : Zones d'amorçage d'une éprouvette colmatée,
 $\sigma_{zz}^{alt}=100$ MPa, $\tau_{\theta z}^{alt}=100$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=20,83$ MPa

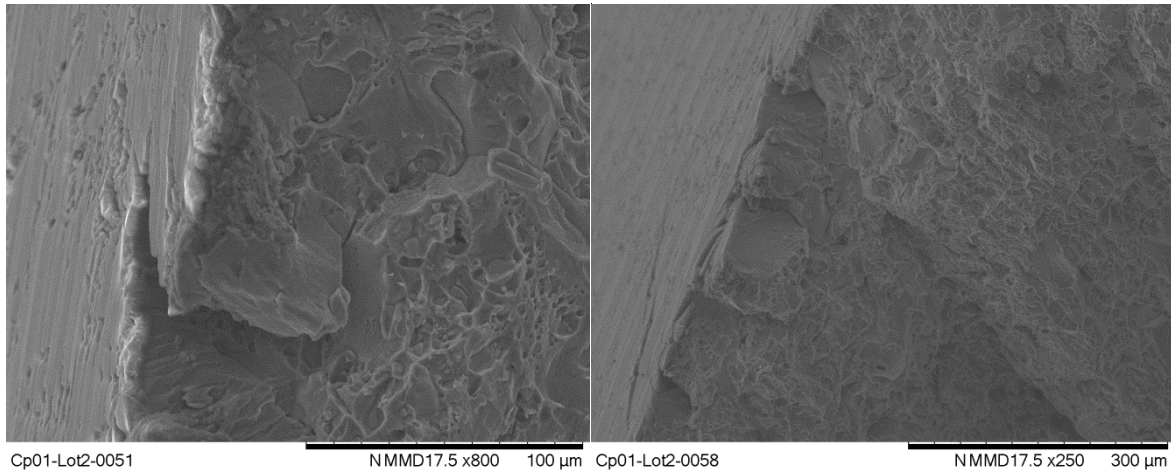


Figure IV. 27 : Faciès de rupture d'une éprouvette colmatée,
 $\sigma_{zz}^{alt}=69$ MPa, $\tau_{yz}^{alt}=69$ MPa et $\sigma_{\theta\theta}^{alt}=14,4$ MPa

Pour les éprouvettes anodisés-colmatées, l'amorçage a eu lieu en surface à partir de la fissuration de la couche d'oxyde comme pour le cas des éprouvettes colmatées testées en traction pure. En outre, des fissures secondaires se sont développées dans la couche suivant un angle de 45° par rapport aux stries d'usinage ; ces fissures secondaires se sont propagées dans le substrat comme dans le cas d'un chargement de torsion-pressure interne combinées (figure IV.27).

IV.6. Analyse fractographique à l'échelle macroscopique

Les trajets des fissurations des éprouvettes testées sous les différents chargements multiaxiaux à l'état usiné et à l'état colmaté ont été analysés. Nous n'avons pas pu établir un lien entre la nature du chargement et le sens du trajet de fissuration ; la figure IV.28 illustre le trajet de fissuration autour du site d'amorçage pour deux chargements de traction-torsion sous différentes valeurs de λ ($\lambda = 0.47$ et 2.75). En revanche, pour les essais uniaxiaux, le plan de propagation de fissures à l'échelle macroscopique est orienté respectivement à 45° et 0° en traction et en torsion.

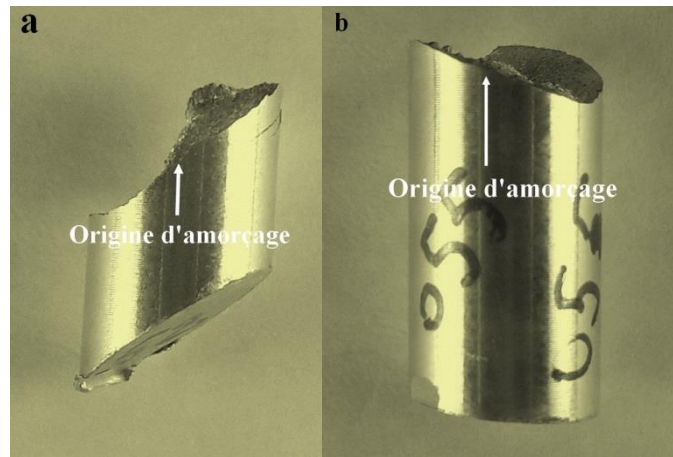


Figure IV. 28 : Trajet de fissuration de deux éprouvettes testées en traction-torsion sous les mêmes rapports de contrainte, a) $\lambda = 2.75$, b) $\lambda = 0.47$

IV.7. Conclusions

Les résultats obtenus sous chargement multiaxial pour les éprouvettes usinées ont montré que, dans tous les cas de chargements, une fissure unique s'amorçait à partir d'une particule intermétallique Al_3FeNi confirmant ainsi le rôle essentiel de ces particules en l'absence d'un traitement d'anodisation. D'autre part, les effets des contraintes moyennes de traction et de torsion ont été confirmés. Sous chargement bi-axial de traction-torsion, les quelques essais réalisés en conditions de déphasage indiquent que l'alliage 2618-T851 serait peu sensible au déphasage mais ces premières conclusions nécessiteraient d'être confirmées (ou infirmées) par de nouveaux essais. Par ailleurs, toujours sous chargement bi-axial de traction-torsion, nous avons pu mettre en évidence l'importance du rapport d'amplitude, i.e. le ratio entre la contrainte alternée de cisaillement et la contrainte alternée axiale : à même contrainte alternée équivalente, plus ce rapport est élevé, plus la durée de vie augmente, traduisant l'influence prépondérante de la contrainte axiale sur l'endommagement en fatigue.

Pour les éprouvettes usinées-anodisées-colmatées, les essais ont permis de confirmer l'effet néfaste du traitement de surface sur la tenue en fatigue et ce quel que soit le type de chargement avec cependant une nuance concernant l'interaction cisaillement-anodisation : comme pour le chargement de torsion pure, l'anodisation n'aggrave pas l'abatement de durée de vie observée pour les autres directions de sollicitations lorsqu'elles sont combinées avec la torsion. Par ailleurs, nous avons constaté, contrairement au cas des éprouvettes usinées et conformément à ce que nous avons observé pour les éprouvettes colmatées soumises à des chargements uniaxiaux, plusieurs sites d'amorçage correspondant à la fissuration de la couche anodique. Nous pensons que ces fissures agissent comme des concentrateurs de contrainte au

4EME PARTIE : FATIGUE MULTIAXIALE

niveau de l'interface avec le substrat, concentrateurs nettement plus sévères que les particules intermétalliques, et favorisent la formation de fissures de fatigue dans celui-ci.

Après cette étude relativement exhaustive de l'alliage 2618-T851 en fatigue uniaxiale et multiaxiale, il est légitime de se demander si les modèles de prévision de la durée de vie que nous avons présélectionnés pourront prédire la durée de vie de l'alliage. C'est ce que nous allons traiter dans le chapitre V.

5^{EME} PARTIE : PREVISION DE DUREE DE VIE

V.1. Introduction

Dans de nombreux secteurs industriels et notamment le secteur aéronautique, les problèmes de fatigue concernent principalement les domaines de l'endurance limitée et illimitée, classiquement dénommée HCF (High cycle fatigue). Les structures aéronautiques sont souvent soumises à des états de contrainte multiaxiale. Cela peut provenir de plusieurs facteurs :

- les chargements appliqués,
- les concentrations de contrainte même si le chargement est uniaxial,
- et/ou la présence de contraintes résiduelles.

L'objectif des modèles de fatigue est de prédire la durée de vie d'une pièce ou d'un élément de structure soumis à des chargements d'intensité et/ou de direction variable dans le temps, voire des sollicitations multiaxiales aléatoires. Pour traduire le chargement appliqué, certains critères, issus des études en fatigue oligocyclique, utilisent les déformations ; d'autre, la plupart, issus des études en fatigue à très grand nombre de cycles, utilisent les contraintes. Les critères énergétiques utilisent quant à eux contraintes et déformations associées.

Signalons que la plupart des modèles basés sur les contraintes ne font intervenir que des paramètres liés à l'effet de la contrainte normale ou la pression hydrostatique par exemple (donc avec prise en compte de l'effet de la contrainte moyenne de traction) et un terme lié uniquement à l'amplitude de cisaillement et qui n'intègre donc pas d'effet de la contrainte moyenne de cisaillement.

Il existe un très grand nombre de modèles, de formulation et d'application plus ou moins aisée, capables de traduire plus ou moins bien un certain nombre d'effets mais, quoi qu'il en soit, aucun ne peut prétendre à un rôle universel du fait de la diversité des comportements en fatigue des alliages métalliques, notamment du fait de la multiplicité des microstructures.

Nous avons sélectionné, d'après la littérature, quatre critères de fatigue multiaxiale : les critères de Fatemi-Socie*, de Dang-Van, de Morel*, de Findley*, de Crossland et de Kluger* et nous les avons confrontés aux résultats expérimentaux obtenus pour l'alliage 2618-T851 non anodisé ; seuls les critères marqués d'un astérisque sont présentés dans ce chapitre. Nous avons par ailleurs développé notre propre critère que nous présenterons en fin de chapitre.

Nous rappelons que notre étude porte uniquement sur la fatigue à grand nombre de cycles sous des chargements sinusoïdaux aux amplitudes constantes.

Enfin, nous précisons que nous n'avons pas appliqué cette démarche pour confronter les résultats obtenus pour l'alliage anodisé-colmaté. Mais d'un autre côté, l'usage des critères

identifiés à partir des résultats sur état usiné peut s'avérer hasardeux si l'on souhaite faire des prévisions pour l'état anodisé : en effet, nous rappelons que les mécanismes d'amorçage ne sont pas identiques et dans ces conditions, la phase d'amorçage pourrait être mal traduite, conduisant à des prévisions erronées.

V.2. Critère de comparaison

Le critère de comparaison que nous avons utilisé dans cette étude est basé sur une analyse statistique de la dispersion autour de la ligne pour la quelle $N_{cal}=N_{exp}$ [133]. Le critère est basé sur le calcul de la dispersion ; cette analyse implique la détermination de la dispersion moyenne notée E_m décrite par la relation suivante (équations V.1 et V.2) :

$$E_m = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n E_i \quad (V.1)$$

$$\text{Où } E_i = \log \frac{N_{i,cal}}{N_{i,exp}} \quad (V.2)$$

Le coefficient de dispersion est calculé selon l'équation V.3.

$$E_{coeff} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (E_i - E_m)^2}{n}} \quad (V.3)$$

Où n représente le nombre d'échantillons.

La bande de dispersion totale s'écrit donc comme suit (équation V.4) :

$$E_{tot} = 10^{\sqrt{E_m^2 + E_{coeff}^2}} \quad (V.4)$$

Une cohérence idéale des résultats est décrite par une moyenne de dispersion $E_m=0$. Les résultats de prévision sont distribués dans la zone non sécurisée pour une dispersion moyenne $E_m<0$ et dans la zone sécurisée pour $E_m>0$.

Par la suite, les résultats fournis par les différents modèles seront représentés sous forme d'un graphe $N_{exp}-N_{cal}$ illustré par la figure V.1 : la médiane correspond à une parfaite corrélation ; une bande de dispersion de 3, valeur classiquement utilisée dans la littérature, est délimitée par les lignes en pointillées ; les valeurs de E_m et E_{tot} sont rappelées en encart en haut à gauche du graphe.

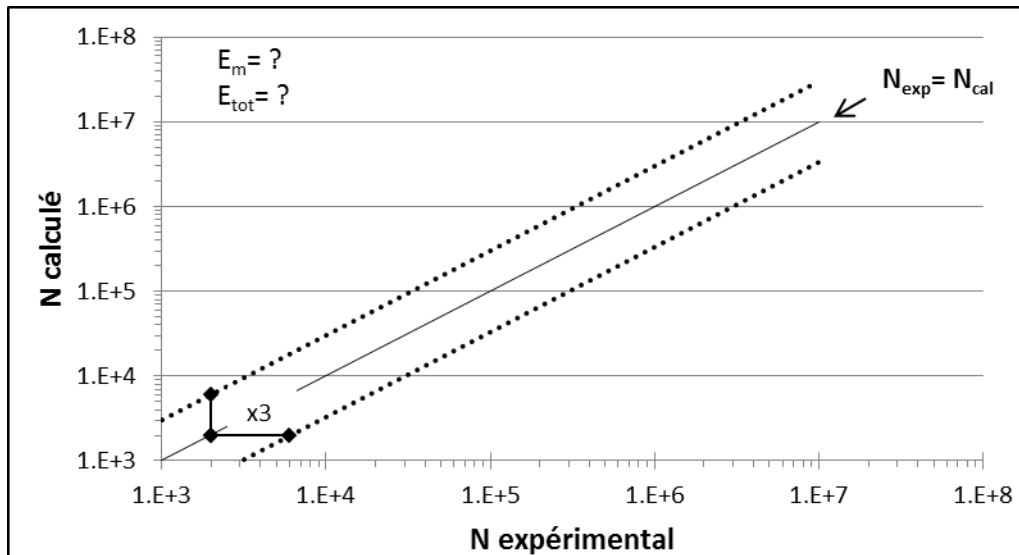


Figure V. 1 : Graphe de comparaison entre durées de vie expérimentales et calculées par un modèle

V.3. Les modèles de prévision étudiés

V.3.1. Modèle de Fatemi-Socie

V.3.1.1. Formulation du modèle

Le modèle de Fatemi et Socie est parmi les modèles les plus utilisés en fatigue multiaxiale. Le paramètre d'endommagement est basé sur le maximum de l'amplitude de la déformation de cisaillement ($\Delta \gamma^{max}/2$) influencée par le maximum de la contrainte normale (σ_n^{max}).

Le choix de ces grandeurs est justifié par les considérations suivantes : Les fissures sont généralement de forme irrégulière au niveau microscopique. Durant un chargement de cisaillement cyclique (figure V.2-a), les forces de frottement entre les lèvres de la fissure ont tendance à réduire la force motrice du fond de fissure et être responsable d'une réduction de la vitesse de propagation. Par contre, une contrainte de traction perpendiculaire au plan de la fissure a tendance à séparer les surfaces de la fissure et, par conséquent, à réduire les forces de frottement (figure V.2-b). Cela augmente la force motrice du fond de fissure et aussi la vitesse de propagation. [134, 135].

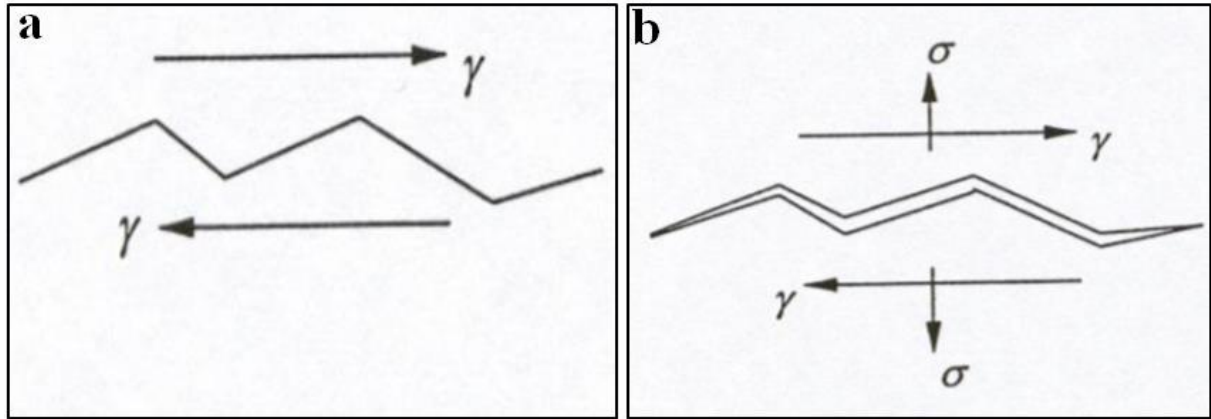


Figure V. 2 : Schéma représentant le comportement d'une fissure durant un chargement cyclique [135]

Le modèle de Fatemi-Socie est exprimé de la façon suivante (équation V.5) :

$$\frac{\Delta\gamma^{max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_n^{max}}{\sigma_y} \right) = \frac{\tau_f'}{G} N_f^{b_0} + \gamma_f' N_f^{c_0} \quad (V.5)$$

τ_f' et γ_f' sont respectivement le coefficient de résistance et de ductilité à la fatigue en cisaillement et G le module d'élasticité transversal ; b_0 et c_0 sont respectivement l'exposant de résistance et de ductilité à la fatigue en cisaillement.

Fatemi et Socie définissent le plan critique comme étant le plan dans lequel la contrainte alternée de cisaillement est maximale.

La contrainte normale maximale est normée par la limite d'élasticité du matériau (σ_y).

k est un paramètre caractéristique du matériau qui dépend du nombre de cycles à rupture : il représente le coefficient de sensibilité à la contrainte normale. Sa valeur doit être déterminée à partir de courbes de fatigue en traction et en torsion. Si elle est déterminée à partir d'une seule courbe de traction ou de torsion pure (par manque de données expérimentales), les auteurs suggèrent de considérer une valeur constante, choisie à 1 comme première approximation [134, 135] ; dans le cas où elle est déterminée comme prévu à partir des courbes de traction et de torsion, sa valeur reste dépendante de N_f (équation V.6).

$$k = \left[\frac{\frac{\tau_f'}{G} (N_f)^{b_0} + \gamma_f' (N_f)^{c_0}}{(1+\nu_e) \frac{\sigma_f'}{E} (N_f)^b + (1+\nu_p) \varepsilon_f' (N_f)^c} \right] \frac{2\sigma_y}{\sigma_f' (N_f)^b} \quad (V.6)$$

σ'_f et ε'_f sont respectivement le coefficient de la résistance et de la ductilité à la fatigue en traction ; b et c sont respectivement l'exposant de la résistance et de la ductilité à la fatigue en traction, ν_e et ν_p sont respectivement le coefficient de Poisson élastique et plastique ($\nu_p=0.5$).

V.3.1.2. Identification des paramètres du modèle

Comme nous ne disposons pas de la courbe expérimentale en traction purement alternée ($R_\sigma=-1$), les paramètres du second terme de l'équation V.5 ont été déterminés à partir des courbes obtenues en traction alternée ($R_\sigma=-2$) et en torsion purement alternée ($R_\tau=-1$). Cela ne devrait normalement pas avoir d'effet sur la qualité de nos résultats puisque le modèle de Fatemi-Socie est censé prendre en compte l'effet de la contrainte moyenne normale au travers de la contrainte normale maximale qui inclut la contrainte moyenne (équation V.7), puisque:

$$\sigma_n^{max} = \sigma_n^{alt} + \sigma_n^{moy} \quad (V.7)$$

Pour un chargement en torsion ($R_\tau=-1$) et un chargement de traction ($R_\sigma=-2$) :

le modèle s'écrit :

$$\text{en torsion : } \frac{\Delta\gamma_1^{max}}{2} = \frac{\tau'_f}{G} (N_f)^{b_0} + \gamma'_f (N_f)^{c_0} \quad (V.8)$$

$$\text{en traction : } \frac{\Delta\gamma_2^{max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_n^{max}}{\sigma_y}\right) = \frac{\tau'_f}{G} (N_f)^{b_0} + \gamma'_f (N_f)^{c_0} = \frac{\Delta\gamma_1^{max}}{2} \quad (V.9)$$

Les constantes du matériau dans le second terme de l'équation V.5 (τ'_f et b_0) ont été déterminées par lissage de la courbe de torsion purement alternée (figure V.3), leurs valeurs sont données dans le tableau V.1.

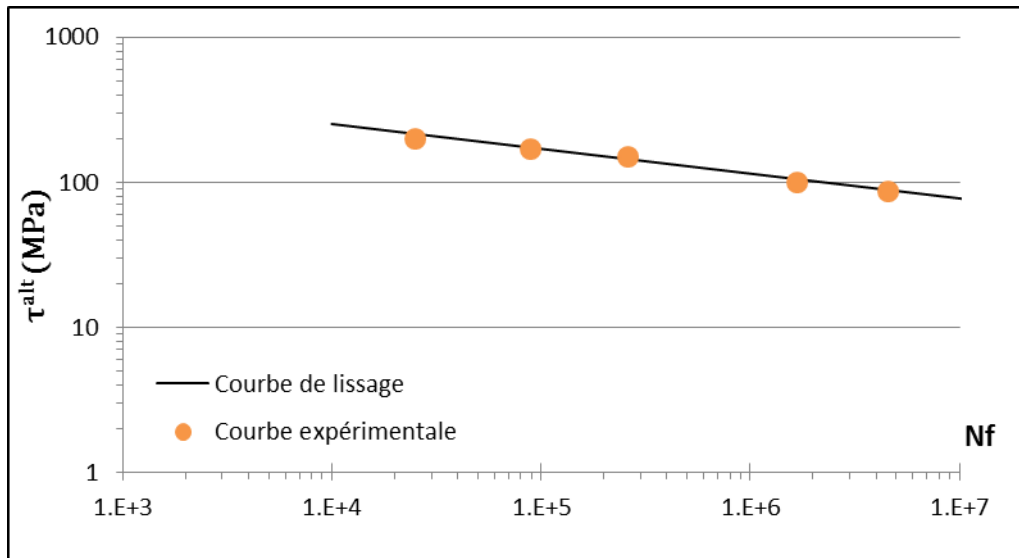


Figure V. 3 : Courbe de torsion exprimée dans une échelle log-log et utilisée pour la détermination de τ'_f et b_0

	R_τ	τ'_f	b_0
2618-T851	-1	1035.84	-0.159

Tableau V. 1 : Valeurs de τ'_f et b_0

Les constantes du matériau du second terme de l'équation V.9 (γ'_f et c_0) représentent la tendance de ce terme en fonction de N_f dans le domaine de la fatigue oligocyclique, nous ne disposons pas de points expérimentaux dans ce domaine, nous avons donc considéré le modèle de Fatemi-Socie sous l'équation V.10 :

$$\frac{\Delta\gamma^{max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_n^{max}}{\sigma_y} \right) = \frac{\tau'_f}{G} (N_f)^{b_0} \quad (V.10)$$

$$\text{Avec } k = \frac{\Delta\gamma_1^{max} - \Delta\gamma_2^{max}}{\Delta\gamma_2^{max}} \frac{\sigma_y}{\sigma_n^{max}} \quad (V.11)$$

V.3.1.3. Résultats de l'identification

La variable k du modèle évolue en fonction du nombre de cycles comme illustré dans la figure V.4.

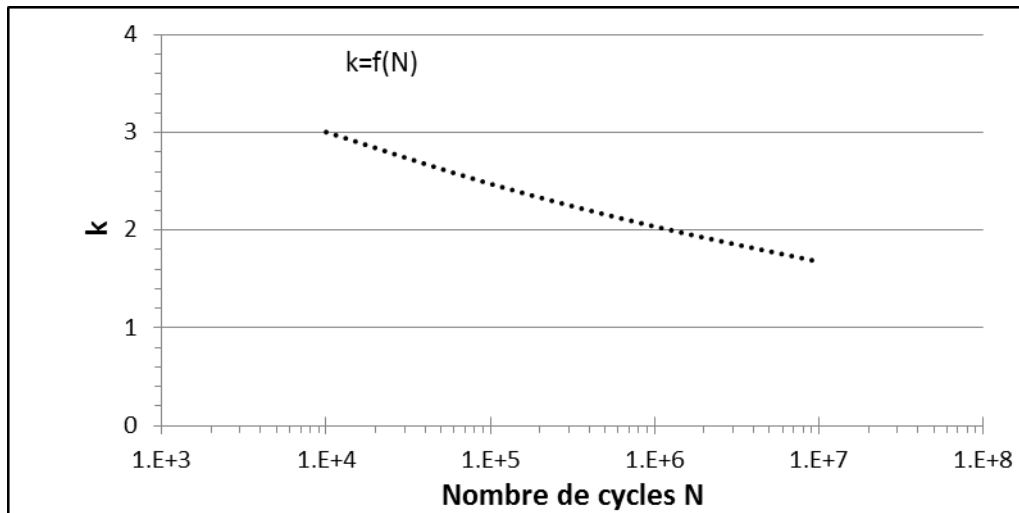


Figure V. 4 : Evolution de k en fonction de N

Les résultats de l'identification sont montrés dans la figure V.5.

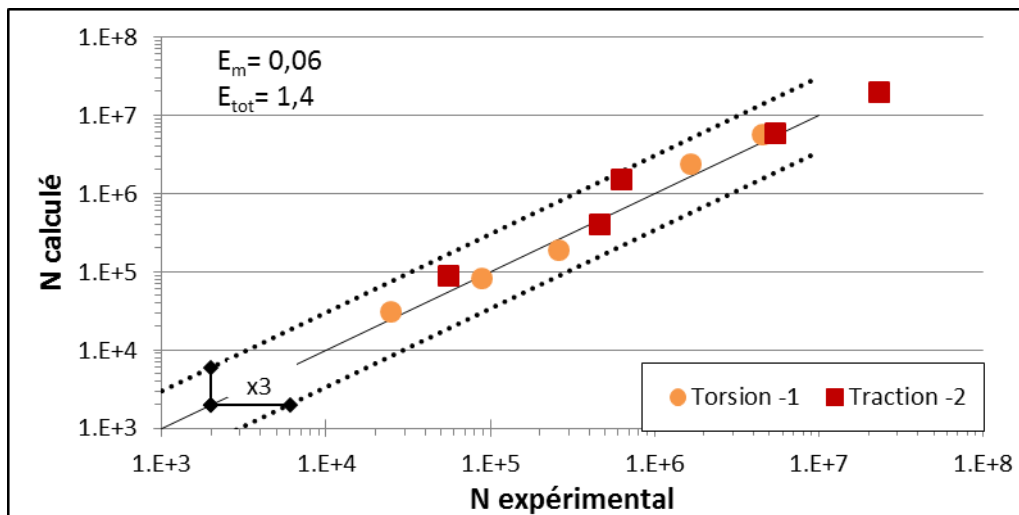


Figure V. 5 : Résultats d'identification à partir de la traction -2 et la torsion -1

La dispersion totale (1,4) est principalement due à la dispersion des résultats expérimentaux des essais en traction alternée.

V.3.2. Modèle de Morel

V.3.2.1. Formulation du modèle

Le modèle de Morel est un critère de prévision de la durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles [136]. Ce critère est basé sur le modèle de Dang-Van [137] et de Papadopoulos qui supposent que le matériau est un ensemble de cristaux parfaits dans lesquels un seul système de glissement est actif par grain. Le processus d'amorçage d'une fissure est traité comme un phénomène mésoscopique à l'échelle des grains. La déformation plastique cumulée à cette

échelle mésoscopique est choisie comme étant la variable d'endommagement. Son estimation nécessite un passage macro-méso (figure V.6) et la localisation du plan où l'endommagement est maximal. Ce passage est réalisé à l'aide des hypothèses de Lin-Taylor (la déformation totale de la matrice et de l'inclusion sont les mêmes, déformations identiques dans toutes les phases).

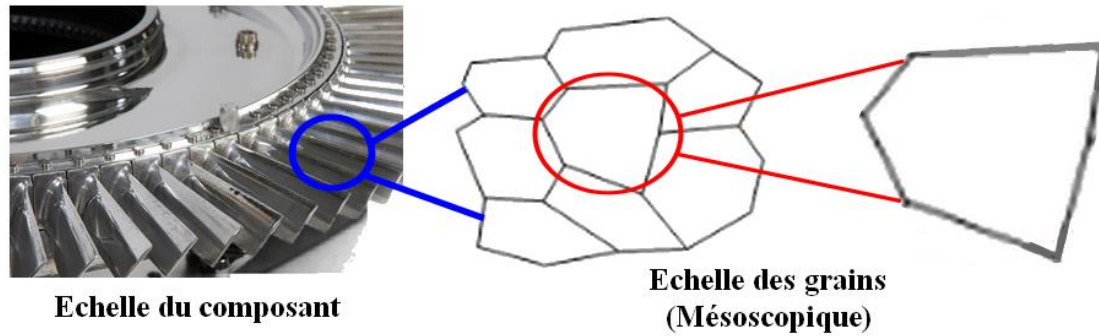


Figure V. 6 : Illustration du concept de critère de type plan critique méso-macro

L'amorçage a donc lieu dès qu'une valeur critique de la déformation plastique cumulée mésoscopique est atteinte dans ces grains, orientés de manière à ce que leurs directions de glissement coïncident avec une direction particulière du plan critique. Morel emploie ensuite le concept d'adaptation élastique pour expliquer le non-amorçage de fissures de fatigue à des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'endurance. Cette approche a récemment été rendue probabiliste via la prise en compte des hétérogénéités structurales [138].

Le modèle de Morel s'écrit (équations V.12 et V.13) :

$$\max_{\theta, \varphi} (T_{\sigma}(\theta, \varphi) + \alpha \sigma_H^{max}) \leq \beta \quad (V.12)$$

Où T_{σ} représente la contrainte proportionnelle à une limite supérieure de la déformation plastique accumulée et σ_H^{max} représente le maximum de la contrainte hydrostatique mésoscopique.

T_{σ} est rattachée à un plan physique Δ dont la normale est repérée par les angles θ et φ (figure V.7), son calcul nécessite la connaissance de l'amplitude de la cisssion résolue macroscopique T_a sur une direction de glissement, orientée par l'angle ψ dans ce plan physique Δ (vecteur m de la figure V.8).

$$T_{\sigma}(\theta, \varphi) = \sqrt{\langle T_a^2 \rangle} = \sqrt{\int_{\psi=0}^{2\pi} T_a^2(\theta, \varphi, \psi) d\psi} \quad (V.13)$$

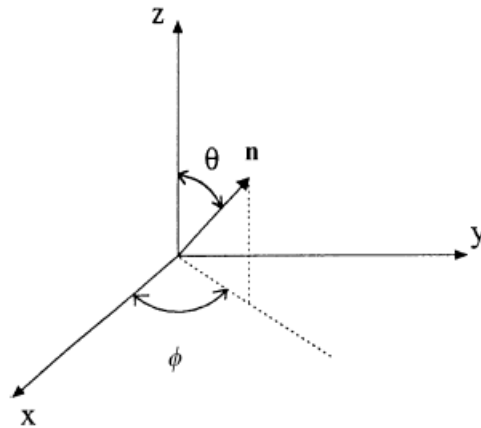


Figure V. 7 : Coordonnées sphérique du vecteur \mathbf{n} normal au plan Δ [136]

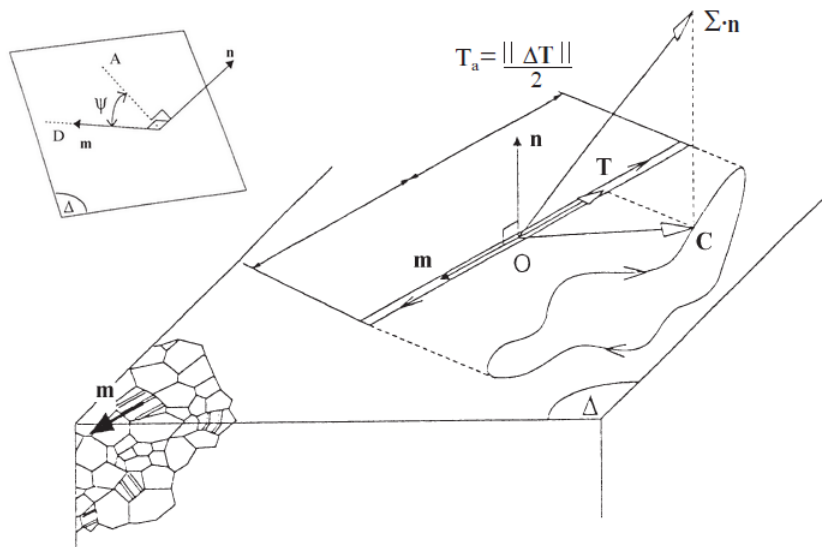


Figure V. 8 : Trajet de la contrainte de cisaillement C agissant sur le plan Δ et le trajet correspondant de T actant sur la direction de glissement \mathbf{m} [136]

V.3.2.2. Identification des paramètres

Pour le domaine de l'endurance illimitée, les constantes du matériau α et β du modèle peuvent être déterminées à partir des limites de fatigue de traction purement alternée et de torsion purement alternée par exemple (équation V.14).

$$\beta = \sqrt{\pi} \, t_{-1} \text{ et } \alpha = \frac{\sqrt{\pi}(t_{-1} - \frac{s-1}{2})}{\frac{s-1}{3}} \quad (\text{V.14})$$

Pour l'usage du modèle dans le domaine des durées de vie finies, les contraintes deviennent des fonctions de N_f ; dans notre cas, ces fonctions ont été déterminées à partir des valeurs courbes de fatigue en traction ($R_\sigma=-2$) et en torsion ($R_\tau=-1$) (l'équation V.15).

$$\beta = \sqrt{\pi} \tau^{alt}(N_f) \text{ et } \alpha = \frac{\sqrt{\pi}(\tau^{alt}(N_f) - \frac{\sigma^{alt}(N_f)}{2})}{\frac{\sigma^{max}(N_f)}{3}} \quad (V.15)$$

V.3.2.3. Résultats de l'identification

En utilisant donc les courbes expérimentales obtenues en traction ($R_\sigma=-2$) et en torsion ($R_\tau=-1$), les résultats d'identification sont montrés dans la figure V.9.

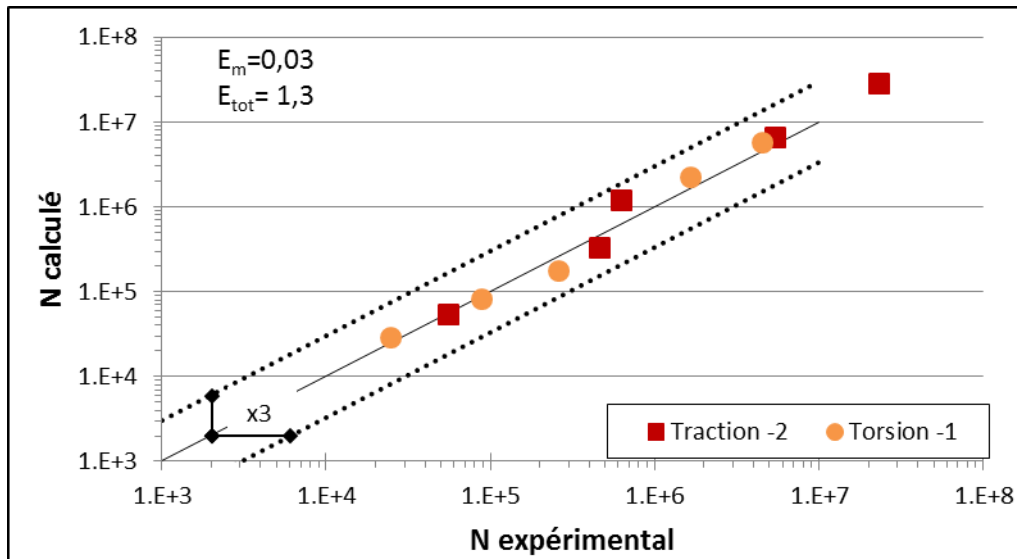


Figure V. 9 : Résultats d'identification à partir de la traction -2 et la torsion -1

Les points sont dispersés autour de la ligne continue, la dispersion des points obtenus en traction alternée ($R_\sigma=-2$) est due à la dispersion des résultats obtenus lors des essais de fatigue expérimentaux. Comparativement à ce que nous avons obtenu pour le critère de Fatemi-Socie, la répartition autour de la diagonale du nuage de points expérimentaux utilisés pour l'identification est similaire dans les deux modèles.

V.3.3. Modèle de Findley

V.3.3.1. Formulation du modèle

Le critère de Findley (1959) [139] est l'une des premières théories de type plan critique. Findley a proposé un paramètre d'endommagement sous forme d'une combinaison linéaire de l'amplitude de contrainte de cisaillement et du maximum de la contrainte normale qui agissent sur un plan critique. La position de ce plan critique dépend du chargement. Findley définit ce plan critique, de normale toujours repérée par les angles θ et ψ comme étant le plan où le maximum du paramètre d'endommagement est atteint. Le modèle de Findley s'écrit de la façon suivante selon l'équation V.16.

$$\max_{\theta, \psi} (\tau_{\theta\psi}^{alt} + k\sigma_{\theta\psi}^{max}) = f \quad (V.16)$$

Où $\tau_{\theta\psi}^{alt}$ et $\sigma_{\theta\psi}^{max}$ sont respectivement la contrainte alternée de cisaillement et la contrainte normale s'exerçant sur le plan critique et k et f sont des paramètres du matériau. La figure V.10 montre ces contraintes exprimées dans un plan critique de normale \mathbf{n} .

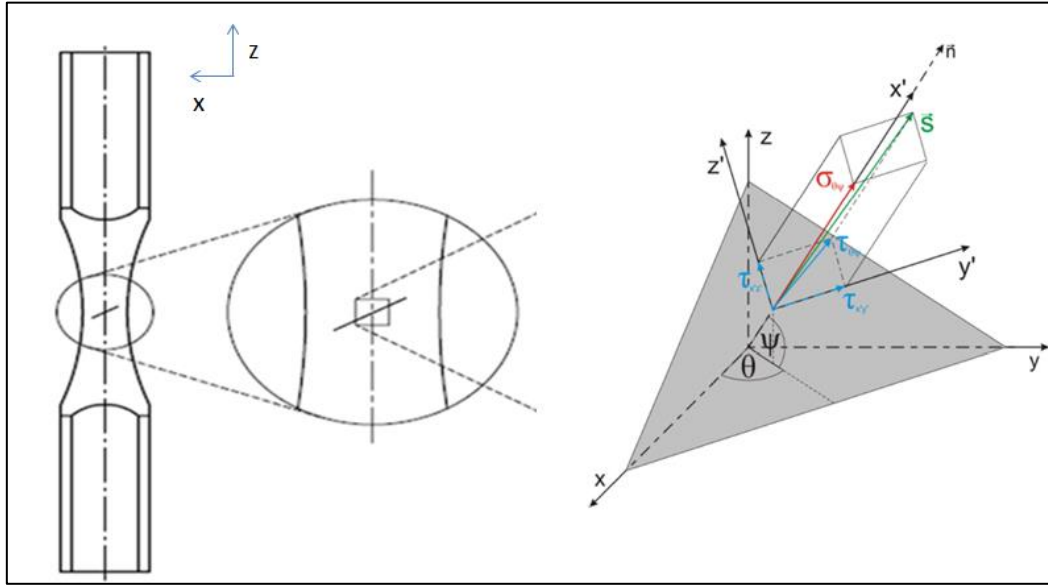


Figure V. 10 : Présentation du plan critique et les contraintes correspondantes

k est un paramètre représentant la sensibilité du matériau à la contrainte normale. Il peut être exprimé en fonction des limites de fatigue en traction et en torsion ; pour les matériaux ductiles, il peut être pris comme constant dans l'intervalle $[0.2, 0.3]$ [135,140]. Pour un usage dans le domaine des durées de vie limitées, les paramètres k et f peuvent être déterminés à partir de deux courbes de fatigue uniaxiale, soit deux courbes de traction sous différents rapports de contrainte, soit une courbe en traction et l'autre en torsion.

Le calcul de la contrainte alternée de cisaillement $\tau_{\theta\psi}^{alt}$ dans le plan critique pour un chargement uniaxial est simple. Cependant, sous un chargement multiaxial, sa définition reste complexe. Des méthodes sont apparues pour répondre à cette question. Parmi les méthodes utilisées pour faciliter le calcul de $\tau_{\theta\psi}^{alt}$ sous un chargement complexe, nous trouvons la méthode MCC (Minimum Circumscribe Circle) proposée par Dang Van et la méthode MRH (Maximum Rectangular Hull) introduite par Araujo (2011) [132]. La méthode du cercle circonscrit présente l'inconvénient de ne pas faire de différence entre un chargement proportionnel et un chargement non-proportionnel. Dans notre étude, nous avons préféré la méthode MRH (figure V.11).

L'idée de la méthode MRH est d'enfermer le trajet de contrainte noté Ψ avec une coque rectangulaire RH (Rectangular Hull) et de trouver le plus grand cadre circonscrit par une rotation dans un plan Δ . Les demi-côtés du cadre, pour une orientation α donnée, peuvent être déterminés par la relation suivante (équation V.17) :

$$a_k(\alpha) = \frac{1}{2} [\max_t (\tau_k(\alpha, t)) - \min_t (\tau_k(\alpha, t))] ; k=1-2 \quad (V.17)$$

Où τ_1 et τ_2 correspondent respectivement à la projection de la contrainte de cisaillement instantanée sur les vecteurs y' et z' et α est l'orientation du cadre.

$$\tau_1 = \tau_{x'y'}$$

$$\tau_2 = \tau_{x'z'}$$

Pour chaque cadre, la contrainte alternée de cisaillement est définie selon l'équation V.18 comme suit:

$$\tau_a(\alpha) = \sqrt{a_1^2(\alpha) + a_2^2(\alpha)} \quad (V.18)$$

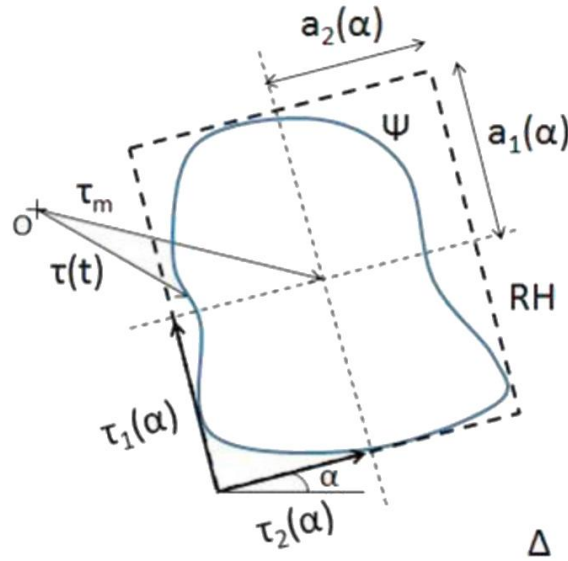


Figure V. 11 : Schéma de la méthode MRH [124]

V.3.3.2. Identification des paramètres

Comme pour tous les modèles, l'identification des paramètres k et f est faite à partir des courbes expérimentales de traction alternée ($R_\sigma = -2$) et de torsion purement alternée ($R_\tau = -1$).

Considérons un plan critique de normale \mathbf{n} orienté par rapport à l'axe longitudinal par un angle ψ comme schématisé dans la figure V.10.

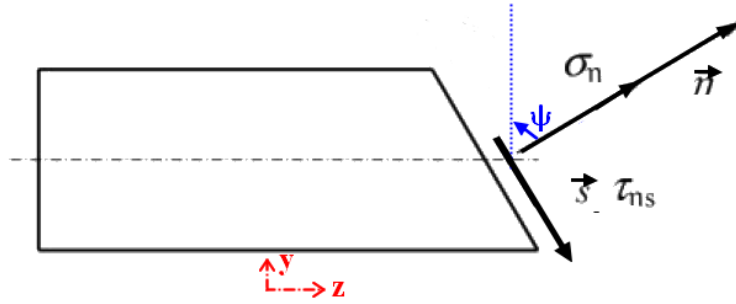


Figure V. 12 : Définition du plan critique repéré par l'angle ψ

$$\sigma_n = \tau_{yz}(t)\sin(2\psi) + \sigma_{zz}(t)\cos^2(\psi) \quad (V.19)$$

$$\tau_{ns} = -\tau_{yz}(t)\cos(2\psi) + \frac{1}{2}\sigma_{zz}(t)\sin(2\psi) \quad (V.20)$$

En torsion purement alternée ($\tau^{\text{moy}}=0$), nous avons donc :

$$\tau^{\text{alt}}\sqrt{1+k^2} = f \quad (V.21)$$

De la même manière, en traction ondulée ($\sigma^{\text{moy}} \neq 0$), nous avons :

$$\frac{1}{2}(\sigma^{\text{moy}} + \sigma^{\text{alt}})(k + \sqrt{1+k^2}) = f \quad (V.22)$$

Par ailleurs :

$$\frac{1}{2}(\sigma^{\text{moy}} + \sigma^{\text{alt}})(k + \sqrt{1+k^2}) = \tau^{\text{alt}}\sqrt{1+k^2} \quad (V.23)$$

En résolvant l'équation, k et f peuvent être exprimés selon les équations V.24 :

$$k = \frac{2 - \frac{\sigma^{\text{max}}}{\tau^{\text{alt}}}}{2\sqrt{\frac{\sigma^{\text{max}}}{\tau^{\text{alt}}} - 1}} \text{ et } f = \tau^{\text{alt}}\sqrt{1+k^2} = \frac{1}{2}(\sigma^{\text{m}} + \sigma^{\text{alt}})\frac{1}{\sqrt{\frac{\sigma^{\text{max}}}{\tau^{\text{alt}}} - 1}} \quad (V.24)$$

La condition dans l'expression de k s'impose ; $\sigma^{\text{max}}(R_\sigma = -2) > \tau^{\text{alt}}(R_\tau = -1)$, les valeurs des contraintes sont alors exprimées à $N_f = 10^8$ cycles.

Nous retrouvons $k = 0.306$ et $f = \tau^{\text{alt}}\sqrt{1+k^2} = 1.045\tau^{\text{alt}} = 1.045\tau'_f(N_f)^{b_0} = \tau'^*_f(N_f)^{b_0}$ avec ($\tau'_f = 1035.84$ MPa et $b_0 = -0.159$).

V.3.3.3. Résultats de l'identification

Les résultats d'identification à partir des deux courbes de traction ($R_{\sigma}=-2$) et de torsion ($R_{\tau}=-1$) sont montrés dans la figure V.13.

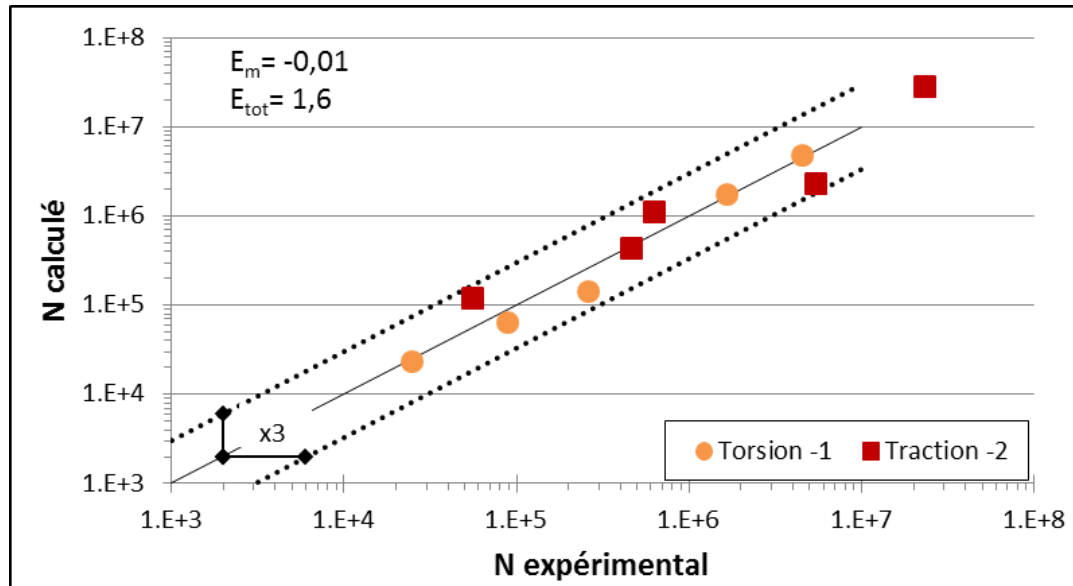


Figure V. 13 : Résultats d'identification à partir de la traction -2 et la torsion -1-Modèle de Findley

Nous retrouvons une qualité de caractérisation comparable à celles que nous avons obtenues pour les modèles de Fatemi-Socie et de Morel, mais avec une dispersion un peu plus marquée concernant les résultats des essais en torsion.

V.4. Prévisions de durée de vie

V.4.1. Synthèse des conditions d'essai en fatigue multiaxiale

Nous avons calculé les durées de vie sous chargement combiné de traction-torsion et de traction et/ou torsion et pression interne en utilisant les modèles décrits précédemment.

Les cas de chargements uniaxiaux et multiaxiaux mis en œuvre durant ces travaux, et dont nous avons présentés les résultats dans les chapitres précédents, sont récapitulés dans le tableau V.2. Les prévisions de la durée de vie pour chaque modèle seront donc divisées en trois familles ; la traction pure ou la torsion pure, la traction-torsion et finalement la traction et/ou torsion combinée(s) avec la pression interne.

$[R_\sigma, R_\tau, R_{\sigma P}, \varphi(^{\circ})]$	Sollicitations
$[-1, -1, -, 0]$	Traction-Torsion
$\lambda=0.47$	
$\lambda=0.57$	
$\lambda=2.03$	
$\lambda=2.75$	
$[-1, -1, -, 45]$	Traction-Torsion
$\lambda=0.47$	
$[-1, -1, -, 90]$	Traction-Torsion
$\lambda=0.47$	
$\lambda=2.75$	
$[-1, 0.1, -, 0]$	Traction-Torsion
$\lambda=0.47$	
$[-1, 0.1, -, 90]$	Traction-Torsion
$\lambda=0.67$	
$[0.1, -1, -, 90]$	Traction-Torsion
$\lambda=0.47$	
$[0.1, -, 0.1, 0]$	Traction-PI
$[-, 0.1, 0.1, 0]$	Torsion-PI
$[0.1, 0.1, 0.1, 0]$	Traction-Torsion-PI
$[-1, 0.1, 0.1, 0]$	Traction-Torsion-PI
$[0.1, -1, 0.1, 0]$	Traction-Torsion-PI

Tableau V. 2 : Différentes combinaisons de chargement utilisées

V.4.2. Modèle de Fatemi-Socie

V.4.2.1. Prévisions pour des chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne

Les résultats de prévision des sollicitations uniaxiales (en traction 0.1 et en torsion 0.1) sont montrés dans les figures V.14 et V.15.

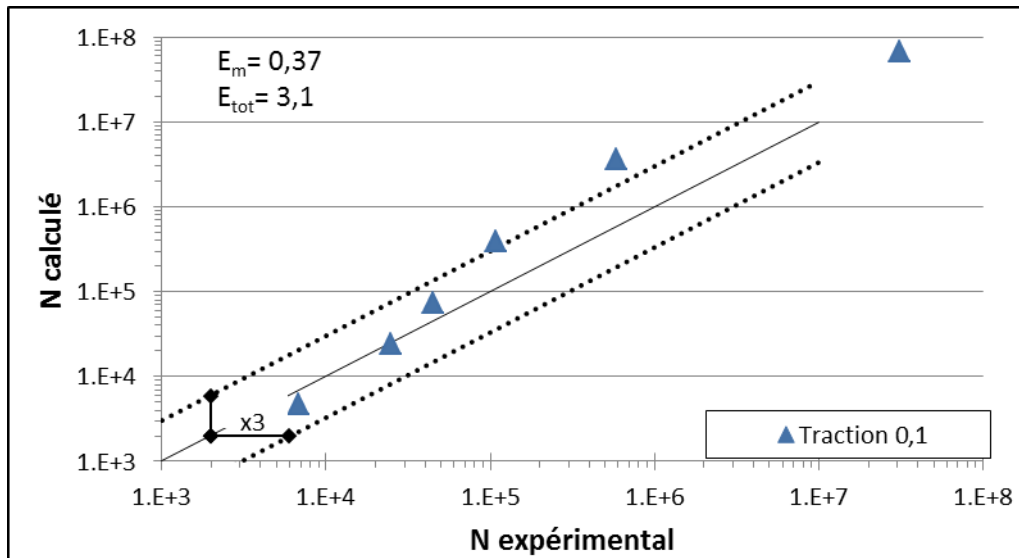


Figure V. 14 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction ondulée $R_o=0.1$ -Modèle de Fatemi-Socie

Bien que situés dans la bande de dispersion 3, les prévisions sont presque systématiquement non conservatives et nous observons une dérive de la qualité de la prévision : plus le niveau de chargement baisse, plus la prévision s'écarte de la médiane. Cependant, nous pouvons peut-être considérer que cette dérive stagne à partir de 10^6 cycles.

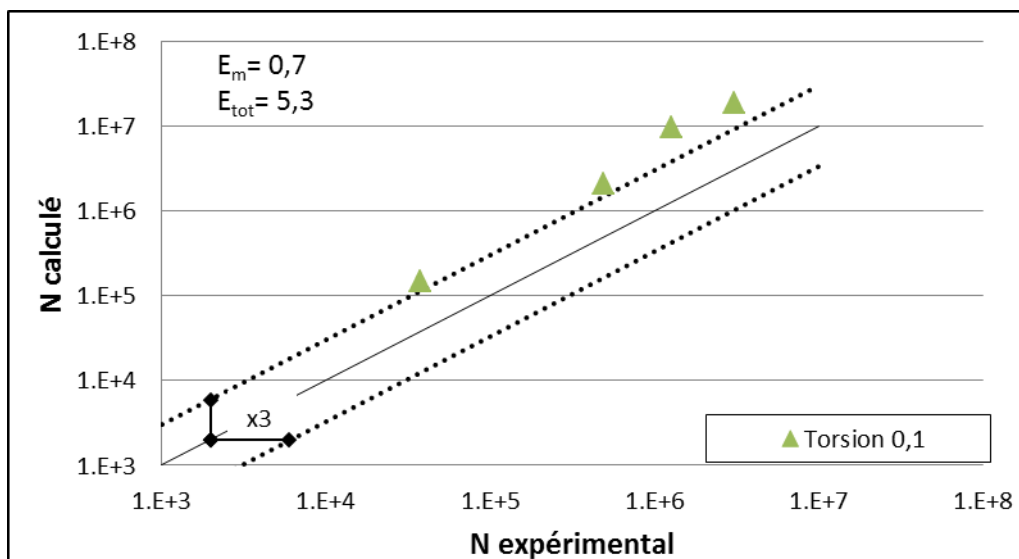


Figure V. 15 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en torsion ondulée $R_\tau=0.1$ -Modèle de Fatemi-Socie

Pour la torsion ondulée, la bande de dispersion est égale à 5,3, c'est-à-dire que les prévisions sont situées en dehors de la bande $/3-x3$ représentée par les lignes pointillées ; le modèle surestime les durées de vie. Cet écart n'est pas surprenant car la formulation du modèle ne prend pas en compte l'effet de la contrainte moyenne de cisaillement et l'alliage 2618-T851 y est, nous l'avons constaté, très sensible.

V.4.2.2. Prévisions en traction-torsion combinée

Les résultats des prévisions en traction-torsion sont montrés dans la figure V.14. Une part des écarts observés rejoint ce que nous avons pu observer pour la traction $R_\sigma=0.1$ et pour la torsion $R_\tau=0.1$. Seule la traction-torsion purement alternée sort son épingle du jeu : les prévisions restent « contenues » dans la bande $/3 \times 3$.

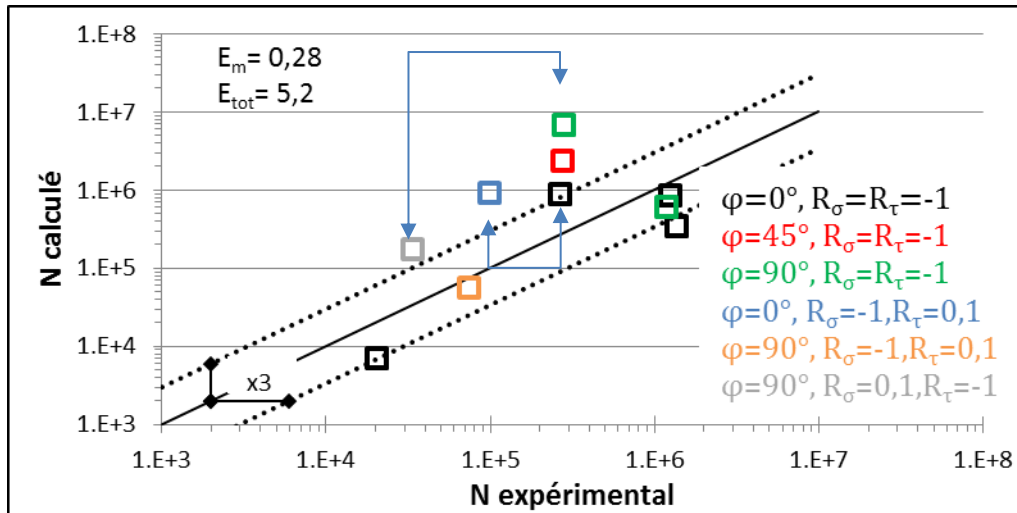


Figure V. 16 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction-torsion combinées-Modèle de Fatemi-Socie

Commentons dans le détail ces résultats :

- Pour les chargements à contraintes moyennes nulles :
 - sans déphasage, tous les points sont situés dans la bande de $/3 \times 3$ (points noirs),
 - avec déphasage (points rouge et vert), les durées de vie calculées sont supérieures aux durées de vie expérimentales : le modèle introduit donc un effet bénéfique du déphasage, or il semble que l'alliage 2618 n'y soit pas sensible.
- Pour le chargement à contrainte moyenne nulle en traction :
 - sans déphasage (carré bleu), en comparaisant avec le carré noir juste à droite qui est sous le même chargement mais avec une contrainte nulle en torsion, le modèle estime les mêmes durées de vie ; le décalage vertical pour faire descendre ce point sur la limite supérieure de la bande correspondait à la prise en compte de la contrainte moyenne de cisaillement : nous retrouvons le défaut évoqué précédemment,
- Pour le chargement à contrainte moyenne nulle en torsion :
 - avec déphasage (carré gris), en comparaisant avec le carré vert situé dans la zone ($N_{cal} > N_{exp}$), nous avons remarqué expérimentalement qu'une contrainte moyenne

positive réduit la durée de vie sous chargement uniaxial et multiaxial, le modèle va dans ce sens, car dans sa formulation, il prend en compte l'effet de la contrainte moyenne de traction ; le décalage au-dessus de la bande serait alors uniquement dû à l'effet de déphasage qu'introduit le modèle.

V.4.2.3. Prévisions pour des chargements multiaxiaux avec pression interne

Pour les chargements intégrant la pression interne, les résultats sont montrés dans la figure V.17. Clairement, nous observons que le modèle de Fatemi-Socie n'est pas capable de prédire les durées de vie sous ce type de sollicitations.

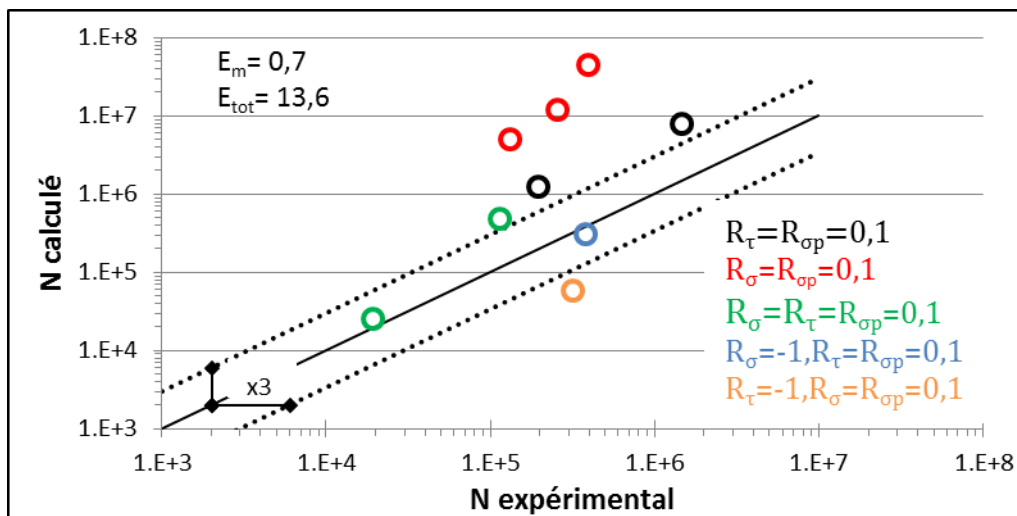


Figure V. 17 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction et/ou torsion et pression interne combinée-Modèle de Fatemi-Socie

Pour la traction-pression interne (points **rouges**), il est probable que le critère réagisse de la même façon que pour la traction uniaxiale à savoir qu'il présente une faiblesse dans la prise en compte de la contrainte moyenne de traction ; nous pouvons imaginer que cela soit également le cas dans la direction transverse. Par ailleurs, une éventuelle anisotropie mécanique peut aussi expliquer une partie du décalage : le critère, comme bien d'autre d'ailleurs, ne tient pas compte de cette particularité qu'il faudrait cependant contrôler avant d'affirmer.

Pour la torsion-pression interne (points **noirs**), le décalage peut encore une fois être en partie attribuée à l'incapacité du modèle à prendre en compte la contrainte moyenne de cisaillement ; une autre part pourrait être attribuée à la faiblesse à prendre en compte la contrainte moyenne dans la direction transverse comme évoqué juste avant.

Et lorsque les trois composantes sont en place, bien que le critère cumule tous les défauts, les prévisions sont finalement moins mauvaises (ronds vert, bleu et orange) ; ces derniers points (bleu et orange) correspondent à des rapports de contraintes de -1 sur, respectivement, la traction et la torsion : dans ces cas les défauts signalés du critère relatifs à la prise en compte d'une contrainte moyenne (respectivement de traction ou de torsion) disparaissent.

V.4.3. Modèle de Morel

V.4.3.1. Prévisions pour des chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne

Les résultats des prévisions pour les sollicitations uniaxiales en traction ($R_\sigma=0.1$) et en torsion ($R_\tau=0.1$) sont illustrés par les figures V.18 et V.19.

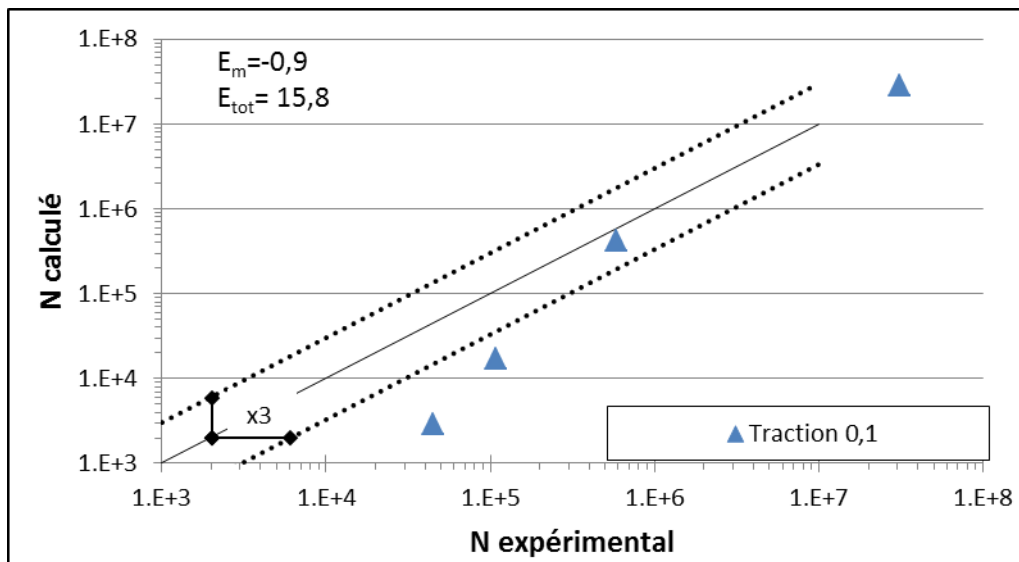


Figure V. 18 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction $R_\sigma=0.1$ -Modèle de Morel

Pour la traction uniaxiale, il apparaît que l'influence de la contrainte moyenne de traction est trop fortement prise en compte dans le domaine des durées de vie limitées conduisant à une sous-estimation importante de la durée de vie. Mais a contrario, l'influence de la contrainte moyenne semble être bien intégrée pour les très grandes durées de vie : les 2 points de droite (à environ 8.10^5 et 3.10^7 cycles) se recalent sur la médiane. Rappelons que le critère de Morel, comme bien d'autres, a été établi pour le domaine de l'endurance illimitée ; il intègre, pour ce domaine, l'influence de la contrainte moyenne et il est donc logique que les prévisions dans ce domaine soient satisfaisantes. On peut donc se demander si l'extension du critère au domaine de l'endurance limitée est pertinente si l'on utilise les courbes de fatigue classique, à rupture, qui intègrent et la phase d'amorçage et la phase de propagation.

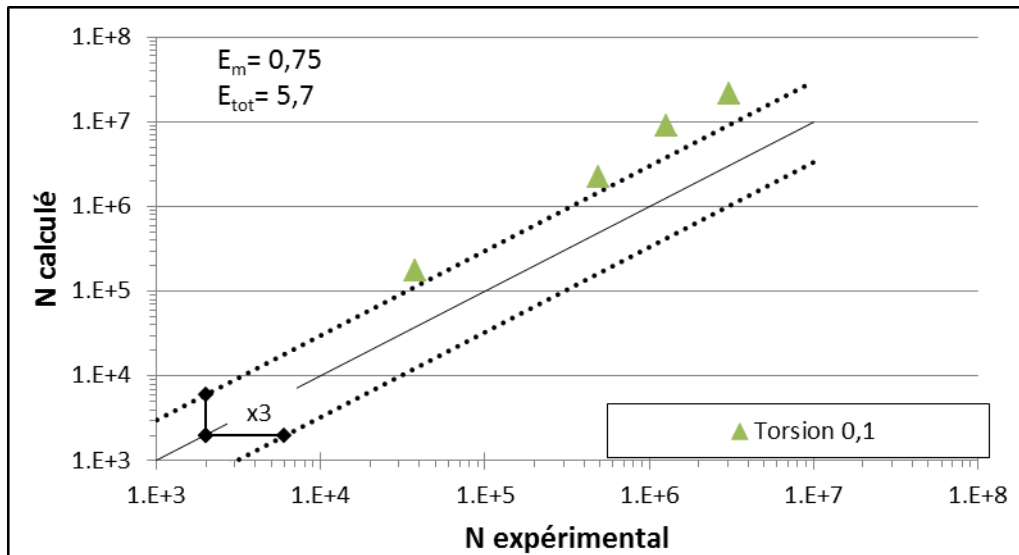


Figure V. 19 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en torsion $R_t=0.1$ -Modèle de Morel

Pour la torsion uniaxiale, les durées de vies fournies par le critère sont clairement surestimées ; elles coïncident avec les prévisions fournies par le modèle de Fatemi-Socie (figure V.15): et tout comme pour le critère de Fatemi-Socie, cette surestimation peut être mise sur le compte de l'absence de prise en compte de l'effet d'une contrainte moyenne de cisaillement.

V.4.3.2. Prévisions en traction-torsion combinée

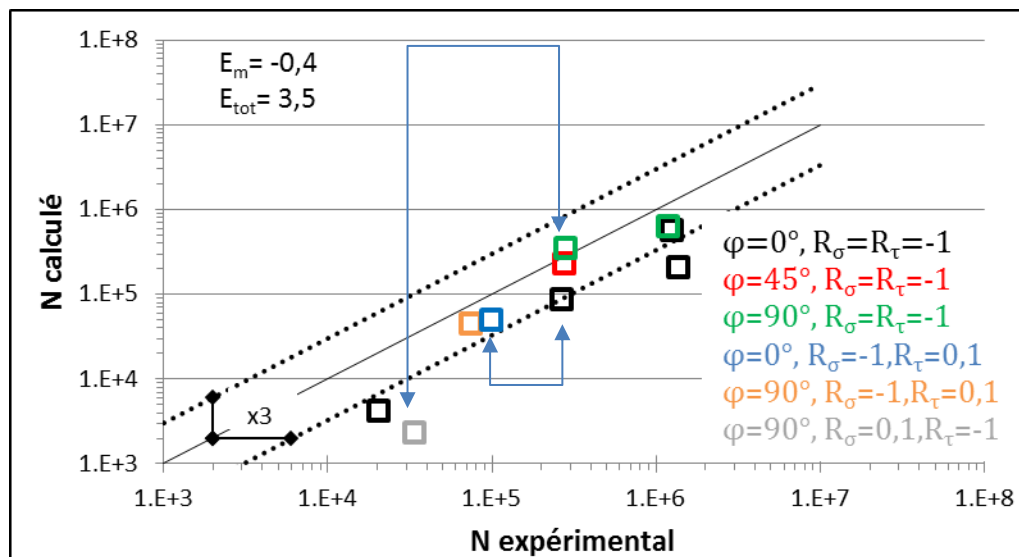


Figure V. 20 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction-torsion combinée-Modèle de Morel

Les résultats de prévision des durées de vie en traction-torsion sont beaucoup plus satisfaisants que ceux obtenus avec le critère de Fatemi-Socie. L'ensemble des prévisions sont à une dispersion totale égale à 3.5. Cependant, nous constatons que les prévisions fournies

pour la combinaison purement alternée (points **noirs**), les prévisions sous-estiment la durée de vie, ce qui est assez surprenant pour un chargement biaxial aussi « simple » ; Par ailleurs, tout comme le critère de Fatemi-Socie, le critère de Morel introduit un effet de déphasage (point **rouge** et **vert**) conduisant à une très bonne estimation de la durée de vie ; mais c'est en introduisant un effet qui ne concerne a priori pas notre alliage. Quant à la prévision relative à l'essai réalisé sous contrainte de cisaillement moyenne (point **bleu**), nous constatons qu'elle se situe au même niveau que le point noir ce qui est logique, mais ne correspond pas à ce qui devrait être, puisque des amplitudes σ^{alt} et τ^{alt} entre les deux chargements sont identiques et donc les termes T_σ et σ_H^{max} du critère sont identiques mais le critère n'est pas capables de prendre en compte l'effet de la contrainte moyenne de cisaillement. Pour la prévision relative à l'essai sous contrainte moyenne de traction (point **gris**), en comparaison à la prévision faite pour le même chargement (σ^{alt} - τ^{alt}) mais purement alterné, le décalage observé (vers le bas) provient du défaut constaté précédemment concernant la moins bonne prise en compte de la contrainte moyenne de traction dans le domaine des durées de vie limitées (figure V.18).

V.4.3.3. Prévisions pour des chargements multiaxiaux avec pression interne

En intégrant la pression interne, la plupart des prévisions sont sous-estimées, les points sont situés dans la zone où $N_{\text{cal}} < N_{\text{exp}}$ dans la bande 5.5 (figure V.21).

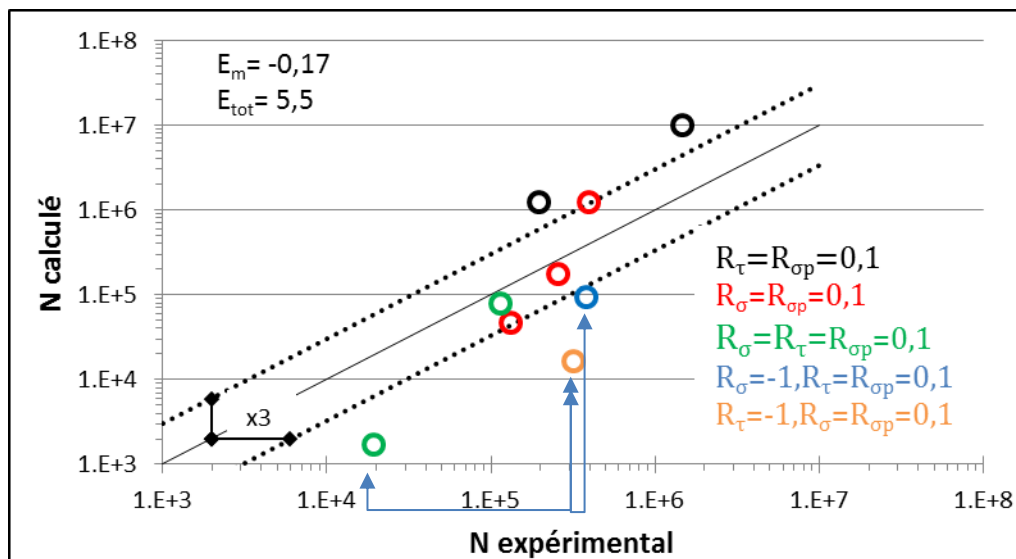


Figure V. 21 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction et/ou torsion et pression interne combinée-Modèle de Morel

Comparativement au modèle de Fatemi-Socie, les prévisions sont globalement mieux réparties autour de la médiane, traduisant une meilleure homogénéité des prévisions pour la variété des chargements multiaxiaux. Nous notons en particulier que pour la traction-pression

interne (points **rouges**), les prévisions sont bien réparties sur les extrêmes et la médiane de la bande de dispersion 3. Les deux points **noirs**, relatifs aux essais en torsion-pression interne sont tous deux situés au-dessus de la bande et ceci en partie du fait de l'incapacité du critère à prendre en compte l'effet de la contrainte moyenne de cisaillement. En comparant les points **rouge**, **vert** et **bleu** fléchés relatifs aux chargements triaxiaux, nous pouvons discerner les effets des défauts du critère quant à sa capacité d'une part de prendre en compte correctement l'effet de la contrainte moyenne de traction dans le domaine des durées de vie limitées (point **vert** vs point **bleu**) et d'autre part, l'incapacité à prendre en compte l'effet de la contrainte moyenne de cisaillement (point **orange** vs point **vert**).

V.4.4. Modèle de Findley

V.4.4.1. Prévisions pour des chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne

Les résultats de prévision sont montrés dans les figures V.22 et V.23.

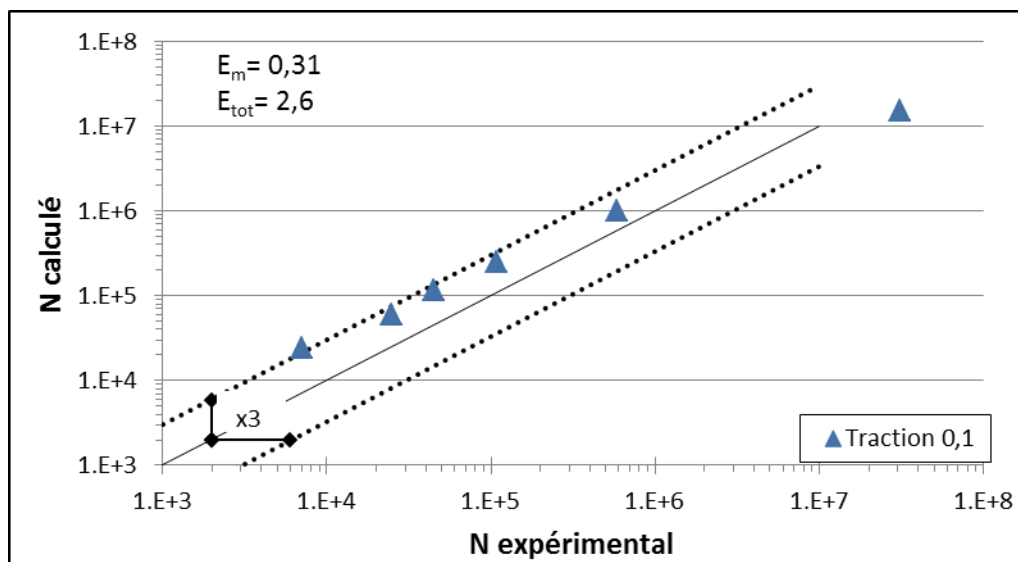


Figure V. 22 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction $R_{\sigma}=0.1$ -Modèle de Findley

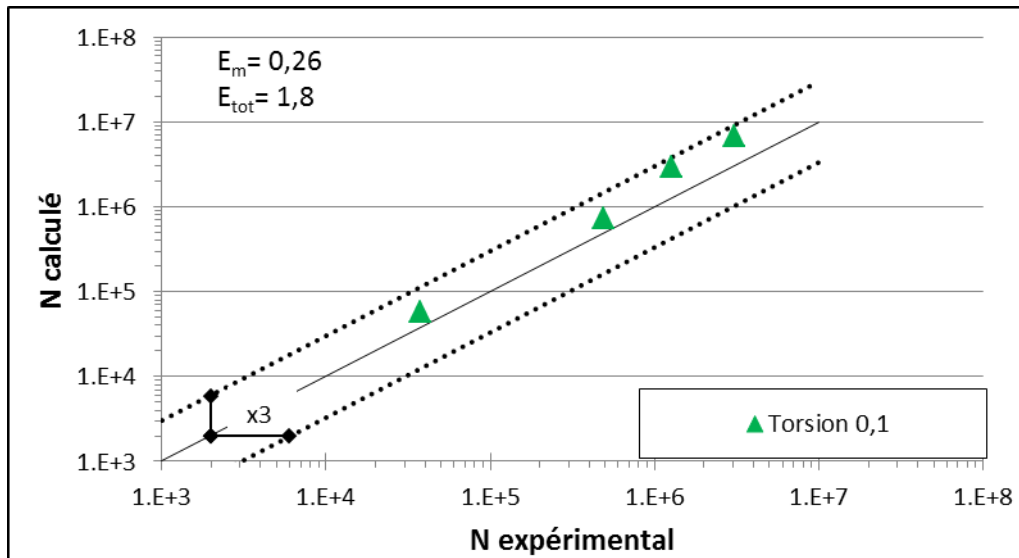


Figure V. 23 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en torsion $R_{\tau}=0.1$ -Modèle de Findley

Pour la traction, le modèle surestime la durée de vie pour les résultats en traction, toutes les prévisions restent dans la bande de dispersion de 3, ce qui est mieux que ce qu'ont fourni les deux autres modèles ; cela montre que le critère prend en compte l'effet de la contrainte moyenne de traction. Cependant, nous observons toujours une légère dérive, inverse de celles observées pour les modèles de Fatemi-Socie et de Morel. La même chose a été observée pour les prévisions en torsion ondulée ; le modèle surestime les durées de vie mais les résultats restent dans la bande de 2 traduisant la capacité du modèle de Findley à prendre en compte l'effet de la contrainte moyenne de cisaillement.

V.4.4.2. Prévisions en traction-torsion combinée

Pour les prévisions sous chargement multiaxial de traction-torsion, les résultats obtenus sont montrés dans la figure V.24. Là aussi, ils s'avèrent meilleurs que ceux fournis par les deux autres critères, même si, comme eux, il introduit un effet bénéfique d'un déphasage qui dans le cas du modèle de Findley est lié à la technique de détermination de la contrainte de cisaillement (méthode MRH).

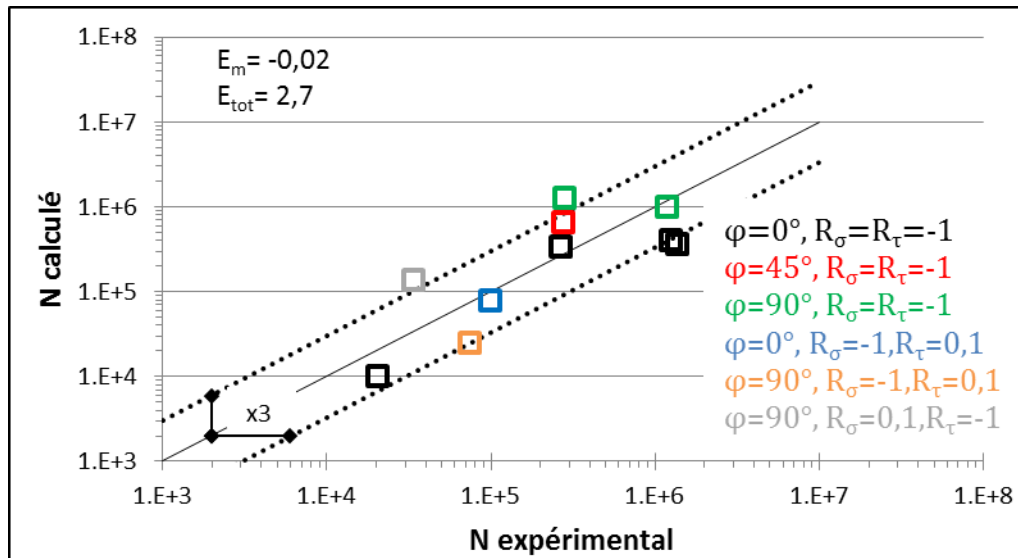


Figure V. 24 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction-torsion combinée-Modèle de Findley

Les prévisions des durées de vie sous chargement de traction-torsion sont situées dans la bande 2.7 dans la zone où $N_{exp} > N_{cal}$.

- Pour les chargements à contraintes moyennes nulles :
 - sans déphasage, tous les points sont sous-estimés,
 - avec déphasage, nous pouvons constater que les durées de vie calculées sont supérieures aux durées de vie expérimentales quel que soit le rapport d'amplitude de contrainte, la méthode de MRH utilisée dans le calcul de l'amplitude contrainte prend en compte l'effet du déphasage peu présent dans l'alliage 2618.
- Pour le chargement à contrainte moyenne nulle en traction :
 - sans déphasage (carré **bleu** Vs carré **noir** situé sur la diagonale), qui sont sous le même chargement mais avec une contrainte nulle en torsion, le modèle estime les mêmes durées de vie ; le modèle prend en compte la contrainte moyenne de cisaillement.
- Pour le chargement à contrainte moyenne nulle en torsion :
 - avec déphasage (carré **gris** Vs carré **vert** situé en dehors de la bande 3), les résultats obtenues sont en cohérence avec l'effet néfaste d'une contrainte moyenne positive sur la tenue en fatigue.

V.4.4.3. Prévisions pour des chargements multiaxiaux avec pression interne

Les prévisions pour les chargements intégrant la pression interne (figure V.25) sont presque systématiquement surestimées avec une dispersion de 6.18. Là encore, il est difficile de faire

la part des choses : pourquoi, alors qu'en traction ou en torsion uniaxiale sous rapport de contrainte de 0,1 les prévisions étaient très satisfaisantes, les prévisions en traction « biaxiale » sont-elles si surestimées et que celles en torsion-pressure interne le sont moins ? Globalement, nous constatons que la présence de la contrainte de traction circonférentielle liée à la pression interne conduit à une surestimation de la durée de vie (le nuage de points « remonte » comparativement à ce qui a été obtenu pour le modèle de Morel).

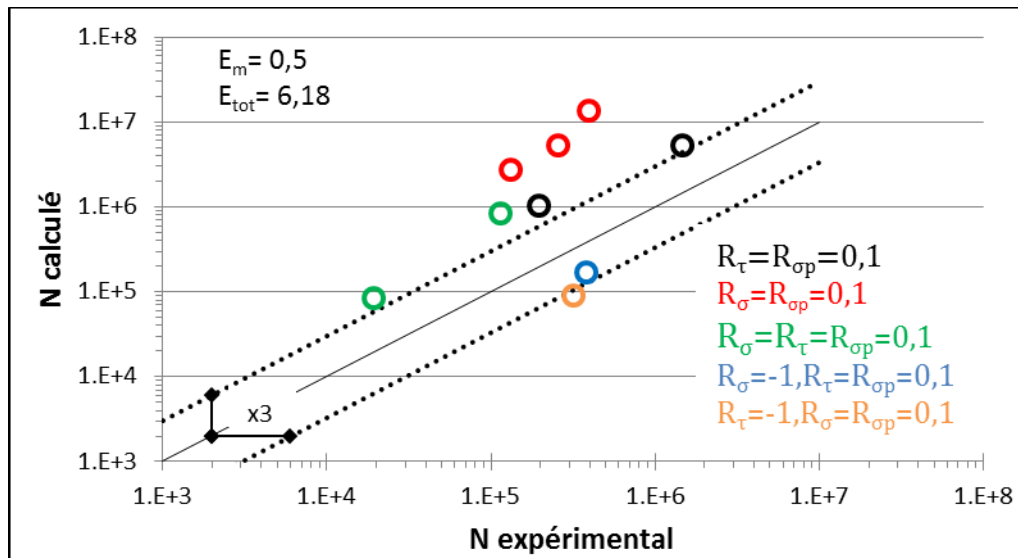


Figure V. 25 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction-torsion-PI combinées-Modèle de Findley

V.4.5. Modèle de Kluger

Face aux résultats obtenus avec les trois critères initialement retenus, et la faiblesse de certains à prédire l'influence de la contrainte moyenne de cisaillement à laquelle notre alliage est sensible, nous nous sommes intéressé au modèle de Kluger, une version modifiée du modèle de Macha [141], qui est un des rares modèles à intégrer explicitement un terme lié à l'influence de la contrainte moyenne de cisaillement.

V.4.5.1. Formulation du modèle

Dans le modèle modifié de Lagoda et Macha qu'il propose, Kluger [99] retient une combinaison linéaire des amplitudes de contraintes normale et de cisaillement et des contraintes moyennes correspondantes agissant sur le plan où la contrainte de cisaillement est maximale (figure V.26). Ce modèle s'écrit sous la forme suivante (équation V.25) :

$$\sigma_{eq}^{alt} = B(\tau_{ns}^{alt} + \tau_{ns}^{moy}) + K(\sigma_n^{alt} + \sigma_n^{moy}) \quad (V.25)$$

où B et K sont deux paramètres caractéristiques du matériau à identifier.

et :

σ_n^{alt} : L'amplitude de la contrainte normale dans le plan critique,

σ_n^{moy} : La valeur moyenne de la contrainte normale dans le plan critique,

τ_{ns}^{alt} : L'amplitude de la contrainte de cisaillement dans le plan critique,

τ_{ns}^{moy} : La valeur moyenne de la contrainte de cisaillement dans le plan critique,

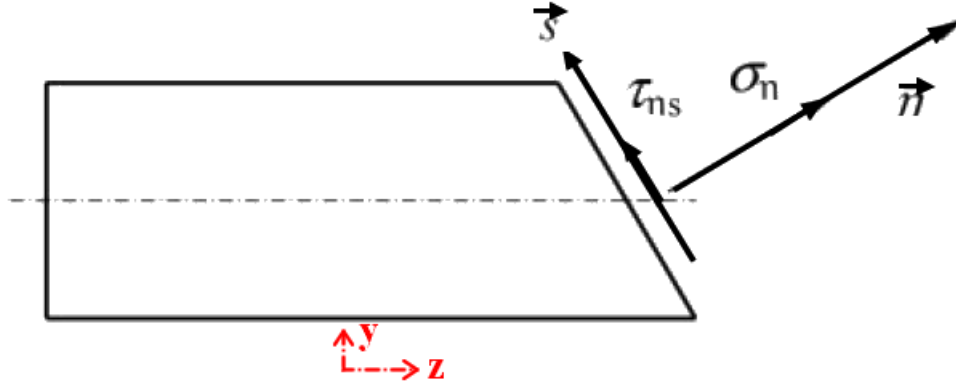


Figure V. 26 : Contraintes normale et cisaillement exprimées dans le plan critique

Dans le cas d'un chargement de traction-torsion combinée, selon Kluger, chacun de ces termes a pour expression :

$$\sigma_n^{alt} = \sigma^{alt} \cos^2(\alpha) + \tau^{alt} \sin(2\alpha) \quad (V.26)$$

$$\sigma_n^{moy} = K_\sigma \sigma^{moy} \cos^2(\alpha) + K_{\tau 1} K_{\tau 2} \tau^{moy} \sin(2\alpha) \quad (V.27)$$

$$\tau_{ns}^{alt} = -0.5 \sigma^{alt} \sin(2\alpha) + \tau^{alt} \cos(2\alpha) \quad (V.28)$$

$$\tau_{ns}^{moy} = -0.5 K_\sigma \sigma^{moy} \sin(2\alpha) + K_{\tau 1} K_{\tau 2} \tau^{moy} \cos(2\alpha) \quad (V.29)$$

Ces expressions sont naturellement valables pour les chargements uniaxiaux de traction ou de torsion.

Dans ces expressions, les termes α , K_σ , $K_{\tau 1}$ et $K_{\tau 2}$ sont respectivement :

- l'angle d'orientation du plan critique (l'angle entre la normale au plan critique et l'axe longitudinal de l'éprouvette),

- le coefficient de réduction de la contrainte moyenne normale (K_σ) qui est un paramètre dépendant du chargement et du matériau : $K_\sigma = \sqrt{\frac{\sigma^{max}}{\sigma_f'}}$ où σ_f' représente le coefficient de résistance à la fatigue en traction,

- le coefficient de réduction de la contrainte moyenne de cisaillement représentant un paramètre de sensibilité de chargement lié à la torsion : $K_{\tau 1} = \frac{\tau^{alt}}{\sqrt{3} \tau^{moy} + \tau^{alt}}$,

- le coefficient de réduction de la contrainte moyenne de cisaillement et normale qui est un paramètre de chargement lié aux chargements de traction et de torsion : $K_{\tau 2} = 1 + \frac{\sqrt{2}\sigma^{moy}}{\sigma^{moy} + \tau^{moy}}$.

Ces coefficients ont été développés sur la base des résultats de fatigue obtenus sur les alliages 2017-T4, 6062-T6, S355J2G3, Ti-6Al-4V et AISI304.

V.4.5.2. Identification des paramètres du modèle

En torsion purement alternée ($\tau^{moy}=0$), nous avons pour le plan de cisaillement maximal :

$$\sigma_{eq}^{alt} = B\tau_{ns}^{alt} = B\tau_{yz}^{alt} \quad (V.30)$$

En traction alternée ($\sigma^{moy} \neq 0$), dans le plan de cisaillement maximal (orienté de 45°).

$$\sigma_{eq}^{alt} = B\left(\frac{\sigma_{zz}^{alt}}{2} + k_\sigma \frac{\sigma_{zz}^{moy}}{2}\right) + K\left(\frac{\sigma_{zz}^{alt}}{2} + k_\sigma \frac{\sigma_{zz}^{moy}}{2}\right) = \sigma_{zz}^{alt} \quad (V.31)$$

Nous obtenons donc les équations suivantes :

$$B = \frac{\sigma_{zz}^{alt}}{\tau_{yz}^{alt}} \text{ et } K = 2 \frac{\sigma_{zz}^{alt}}{\sigma_{zz}^{alt} + k_\sigma \sigma_{zz}^{moy}} - B \quad (V.32)$$

Pour établir des prévisions de durée de vie, les termes B et K deviennent donc des fonctions de N_f .

$$B = \frac{\sigma_{zz}^{alt}(N_f)}{\tau_{yz}^{alt}(N_f)} \text{ et } K = 2 \frac{\sigma_{zz}^{alt}(N_f)}{\sigma_{zz}^{alt}(N_f) + k_\sigma \sigma_{zz}^{moy}(N_f)} - B \quad (V.33)$$

Le nombre de cycles à rupture est calculé en utilisant la loi de Basquin :

$$\sigma^{alt} = A \cdot N_f^\gamma \quad (V.34)$$

A et γ sont des constantes du matériau déterminées à partir de la courbe de Wöhler en traction alternée ($A=595.23$ et $\gamma=-0.098$).

V.4.5.3. Résultats de l'identification

Comme pour les autres critères mis en œuvre, nous avons utilisé les courbes de traction alternée ($R_\sigma=-2$) et de torsion purement alternée ($R_\tau=-1$).

La constante du matériau σ'_f a été déterminée à partir de la courbe de fatigue en traction alternée sous le rapport de contrainte $R_\sigma=-2$, elle est définie par la valeur de la contrainte alternée correspondante à $N_f=1$, sa valeur est égale à 595.23 MPa.

Les résultats d'identification à partir des courbes expérimentales de traction $R_\sigma=-2$ et de torsion $R_\tau=-1$ sont montrés dans la figure V.27.

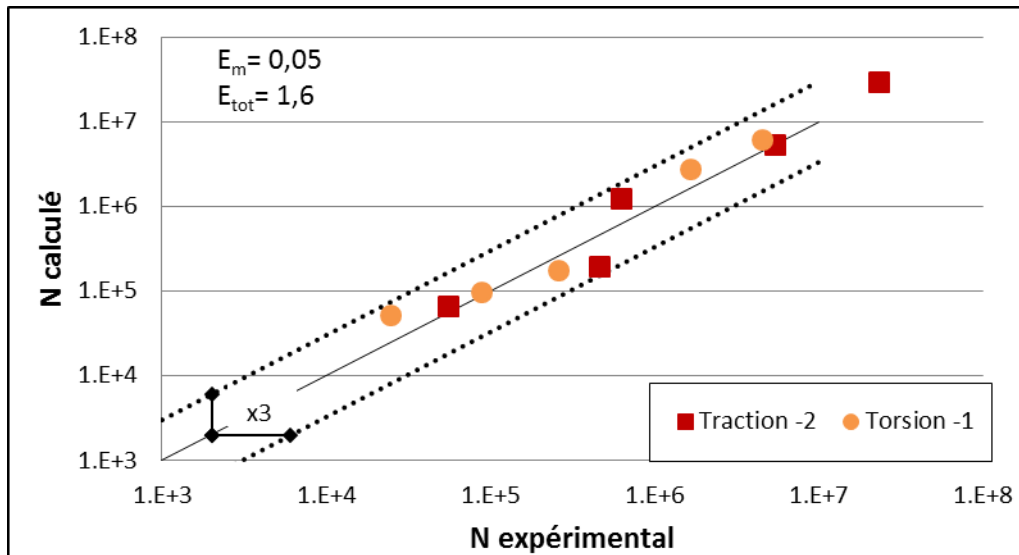


Figure V. 27 : Résultats d'identification à partir de la traction $R_{\sigma} = -2$ et de la torsion $R_{\tau} = -1$ -Modèle de Kluger

Nous constatons un très léger décalage du nuage de points au-dessus de la médiane (moyenne de la dispersion à 0,05) et une bande de dispersion contenue ($E_{tot}=1,6$). Ce résultat est à la hauteur de ceux que nous avons trouvés pour les critères de Fatemi-Socie, de Morel et de Findley.

V.4.5.4. Prévisions pour des chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne

Pour la traction ondulée et la torsion ondulée, les résultats de prévision sont montrés dans les figures V.28 et V.29.

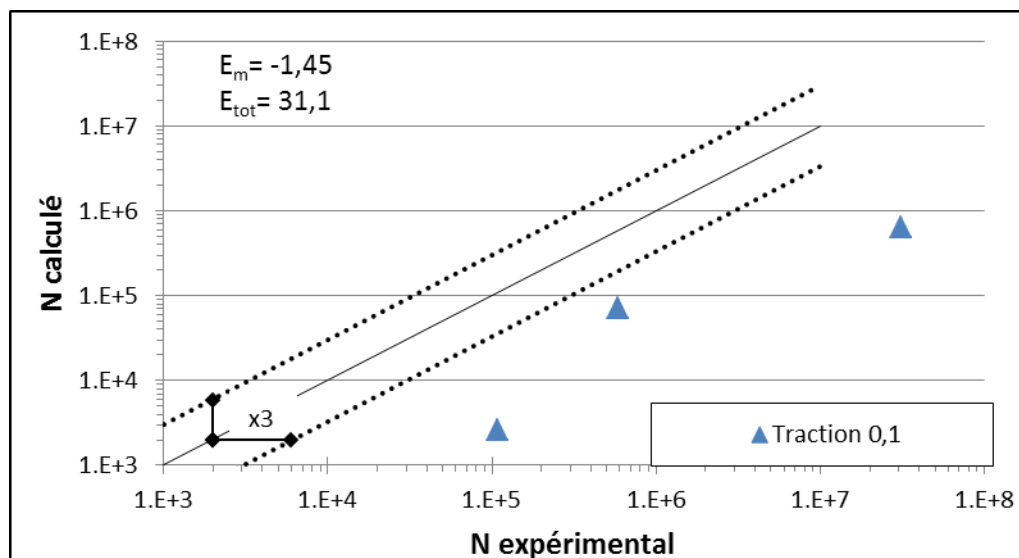


Figure V. 28 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction $R_{\sigma}=0.1$ -Modèle de Kluger

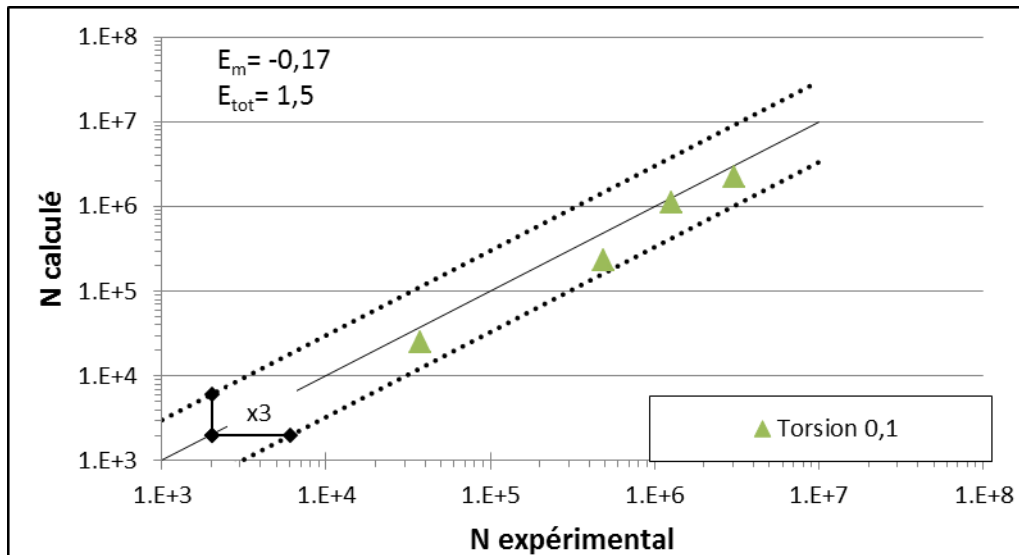


Figure V. 29 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en torsion $R_{\tau}=0.1$ -Modèle de Kluger

Pour ces chargements, nous pouvons constater que :

- Pour la traction ondulée :

Le modèle n'est pas capable de reproduire les durées de vie, cela peut être dû au paramètre du matériau K_{σ} qui ne peut pas traduire l'effet de la contrainte moyenne de traction observé dans le cas de l'alliage 2618.

- Pour la torsion ondulée :

Les prévisions sont satisfaisantes bien que globalement conservatives : les paramètres du chargement $K_{\tau 1}$ et $K_{\tau 2}$ traduisent mieux l'effet de la contrainte moyenne de cisaillement pour l'alliage 2618.

V.4.5.5. Prévisions en traction-torsion combinée

Concernant les prévisions sous chargement de traction-torsion combinées, les résultats sont montrés dans la figure V.30.

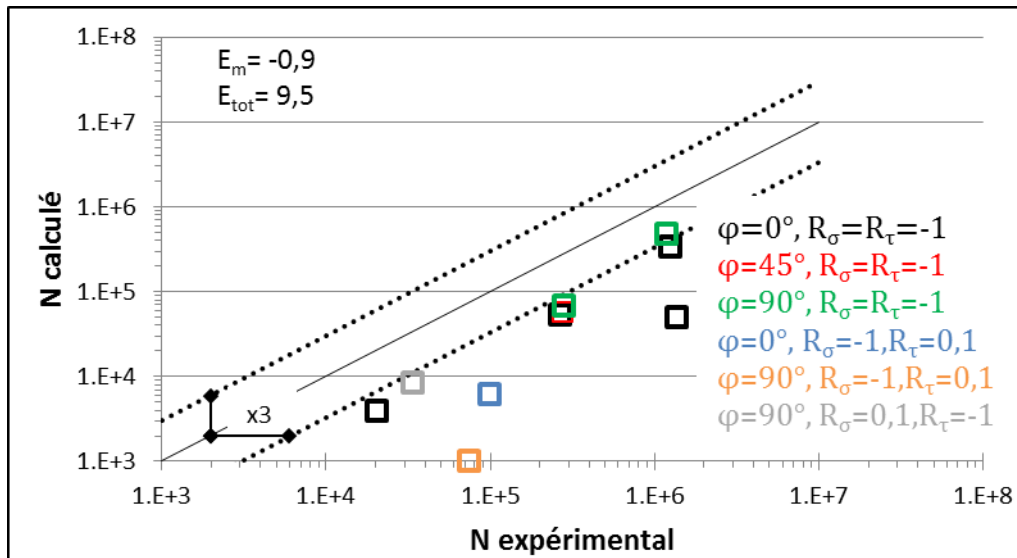


Figure V. 30 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction-torsion combinées-Modèle de Kluger

Bien que le modèle de Kluger soit fait pour prendre en compte l'effet de la contrainte moyenne normale et celle du cisaillement, le modèle sous-estime les durées de vie en traction-torsion combinées pour l'alliage 2618. La majorité des points sont situés très loin de la médiane dans zone sécurisée (comme le cas de la traction ondulée), ce qui est loin d'être satisfaisant ; cela nous amène à penser que la constante K_σ ne traduit pas correctement la réponse de l'alliage en termes de prévisions quand un chargement en traction est appliqué.

V.4.5.6. Prévisions pour des chargements multiaxiaux avec pression interne

Le modèle de Kluger est un modèle adapté à des chargements bi-axiaux de type traction-torsion, mais les expressions des constantes liées au chargement intégrées dans la formulation du modèle ne permettent pas de prendre en compte la contrainte circonférentielle créée par la pression interne.

V.4.6. Un modèle de fatigue pour l'alliage 2618-T851

Le modèle de Kluger sur lequel nous comptons pour prédire les durées de vie sous chargement multiaxial n'ayant malheureusement pas permis de reproduire le comportement de l'alliage 2618-T851, nous avons finalement entrepris de développer notre propre modèle en nous inspirant de ce dernier malgré ses défaillances.

V.4.6.1. Formulation du modèle

Nous proposons un modèle inspiré du modèle de Kluger sous forme d'une combinaison de termes liés aux mêmes contraintes mais avec des paramètres de chargement différents de ceux

proposés dans le modèle de Kluger et permettant de traiter des cas de chargements tri-axiaux comme ceux que nous avons mis en œuvre expérimentalement. Plusieurs auteurs et la majorité des modèles de type plan critique considèrent que la phase d'amorçage se produit dans le plan sur lequel la contrainte de cisaillement est maximale. Dans ce modèle, nous reprenons la définition de Kluger en considérant que le plan critique correspond au plan sur lequel la contrainte de cisaillement est maximale. Il est orienté par les angles d'Euler (θ et ψ) comme schématisé dans la figure V.31.

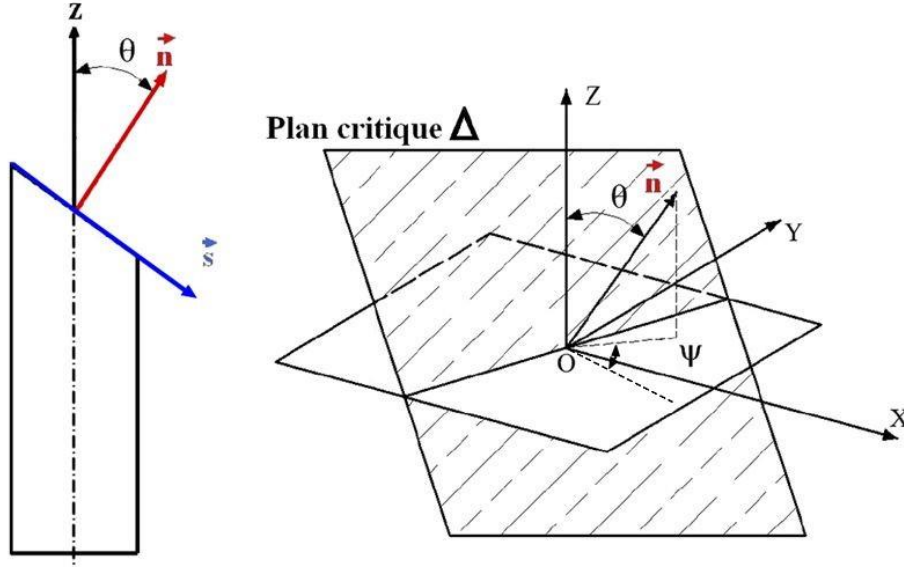


Figure V. 31 : Présentation du plan critique

La contrainte alternée équivalente est alors exprimée comme une combinaison des contraintes moyennes et alternées de cisaillement et normales qui s'exercent sur un plan de normale \mathbf{n} :

$$\sigma_{eq}^{alt} = B(\tau_n^{alt} + \tau_n^{moy}) + K(\sigma_n^{alt} + \sigma_n^{moy}) \quad (V.35)$$

Les expressions de différentes contraintes sont obtenues par projection du tenseur de contrainte dans le plan critique (Δ) en intégrant nos propres coefficients de sensibilité aux contraintes moyennes de traction et de cisaillement (K_1 et K_2) :

τ_n^{alt} : La contrainte alternée de cisaillement dans le plan critique (Δ),

$$\tau_n^{alt} = 0.5\sigma_{\theta\theta}^{alt}\sin(2\theta)\sin^2(\psi) - 0.5\sigma_{zz}^{alt}\sin(2\theta) + \tau_{\theta z}^{alt}\cos(2\theta)\sin(\psi) \quad (V.36)$$

τ_n^{moy} : La contrainte moyenne de cisaillement dans le plan critique,

$$\tau_n^{moy} = 0.5\sigma_{\theta\theta}^{moy}\sin(2\theta)\sin^2(\psi) - 0.5K_1\sigma_{zz}^{moy}\sin(2\theta) + K_2\tau_{\theta z}^{moy}\cos(2\theta)\sin(\psi) \quad (V.37)$$

σ_n^{alt} : La contrainte alternée de traction dans le plan critique,

$$\sigma_n^{alt} = \sigma_{\theta\theta}^{alt}\sin^2(\theta)\sin^2(\psi) + \sigma_{zz}^{alt}\cos^2(\theta) + \tau_{\theta z}^{alt}\sin(2\theta)\sin(\psi) \quad (V.38)$$

σ_n^{moy} : La contrainte moyenne de traction dans le plan critique.

$$\sigma_n^{moy} = \sigma_{\theta\theta}^{moy}\sin^2(\theta)\sin^2(\psi) + K_1\sigma_{zz}^{moy}\cos^2(\theta) + K_2\tau_{\theta z}^{moy}\sin(2\theta)\sin(\psi) \quad (V.39)$$

V.4.6.2. Identification des paramètres du modèle

Les deux paramètres du matériau K_1 et K_2 sont respectivement des paramètres de sensibilité à la contrainte moyenne de traction et à la contrainte moyenne de cisaillement. L'identification des paramètres K_1 , K_2 , B et K nécessite quatre courbes expérimentales ; pour cela, nous avons donc utilisé les résultats de traction ($R_\sigma = -2$ et 0.1) et de torsion ($R_\tau = -1$ et 0.1).

Dans la suite, $(\sigma_{ij,R}^{alt})$ et $(\sigma_{ij,R}^{moy})$ sont les composantes ij ($ij=1$ à 3) des contraintes alternée et moyenne sous le rapport de contrainte R .

La fonction caractéristique du matériau est identifiée par une courbe de traction cyclique pour un rapport de contrainte donné ; ici, nous avons retenu la courbe pour le rapport $R_\sigma = -2$ que nous avons systématiquement utilisée lors de la phase d'identification des paramètres matériaux des quatre critères précédents. Il en résulte que nous pouvons écrire pour ce type de chargement :

$$\sigma_{eq}^{alt} = \sigma_{zz}^{alt} = \sigma_{zz-2}^{alt} \quad (V.40)$$

où σ_{zz-2}^{alt} représente la contrainte alternée de traction

Pour un chargement en traction cyclique sous le rapport de contrainte R_σ , la contrainte équivalente alternée sur le plan de cisaillement maximal a pour expression :

$$\sigma_{eq}^{alt} = B \left(\frac{\sigma_{zzR\sigma}^{alt}}{2} + K_1 \frac{\sigma_{zzR\sigma}^{moy}}{2} \right) + K \left(\frac{\sigma_{zzR\sigma}^{alt}}{2} + K_1 \frac{\sigma_{zzR\sigma}^{moy}}{2} \right) = (B+K) \left(\frac{\sigma_{zzR\sigma}^{alt}}{2} + K_1 \frac{\sigma_{zzR\sigma}^{moy}}{2} \right) \quad (V.41)$$

Pour un chargement en torsion purement alternée, dans le plan de cisaillement maximal (équation V.42) :

$$\sigma_{eq}^{alt} = B\tau_n^{alt} = B\tau_{\theta z-1}^{alt} = \sigma_{zz-2}^{alt} \quad (V.42)$$

Nous avons donc :

$$B = \frac{\sigma_{zz-2}^{alt}}{\tau_{\theta z-1}^{alt}} = \frac{\sigma_{-2}^{alt}(Nf)}{\tau_{-1}^{alt}(Nf)} \quad (V.43)$$

Et pour un chargement en torsion ondulée, dans le plan de cisaillement maximal (équation V.43) :

$$\sigma_{eq}^{alt} = B(\tau_n^{alt} + K_2 \tau_n^{moy}) = B(\tau_{\theta z 0.1}^{alt} + K_2 \tau_{\theta z 0.1}^{moy}) = \sigma_{zz-2}^{alt} \quad (V.44)$$

En remplaçant B par son expression (équation V.42) dans l'équation V.44, nous obtenons:

$$K_2 = \frac{\tau_{\theta z-1}^{alt} - \tau_{\theta z0.1}^{alt}}{\tau_{\theta z0.1}^{moy}} - \frac{\tau_{-1}^{alt} - \tau_{0.1}^{alt}}{\tau_{0.1}^{moy}} > 0 \quad (V.45)$$

Dans l'équation V.41, en remplaçant R_σ par ses deux valeurs, nous avons:

$$K_1 = \frac{\sigma_{zz-2}^{alt} - \sigma_{zz0.1}^{alt}}{\sigma_{zz0.1}^{moy} - \sigma_{zz-2}^{moy}} = \frac{\sigma_{-2}^{alt} - \sigma_{0.1}^{alt}}{\sigma_{0.1}^{moy} - \sigma_{-2}^{moy}} > 0 \quad (V.46)$$

Nous déduisons ainsi l'expression de K :

$$K = 2 \left(\frac{\sigma_{-2}^{alt}}{\sigma_{-2}^{alt} + K_1 \sigma_{-2}^{moy}} \right) - B \quad (V.47)$$

K et B peuvent être constants dans le cas où les courbes expérimentales des essais uniaxiaux sont parallèles, et dans ce cas, leurs valeurs peuvent être déterminées pour n'importe quelle valeur du nombre de cycles à rupture. Dans notre cas, les courbes ne sont pas parallèles et les paramètres K et B sont donc dépendants du nombre de cycles.

N_{cal} se calcule à partir de la courbe de fatigue en traction alternée ($R_\sigma = -2$) représentée par le modèle de Basquin :

$$\sigma^{alt} = A \cdot N_f^\gamma \quad (V.48)$$

avec $A = 595.23$ MPa et $\gamma = -0.098$ (voir § V.4.5.2).

Les courbes d'évolution des paramètres B , K , K_1 et K_2 sont montrées dans la figure V.32.

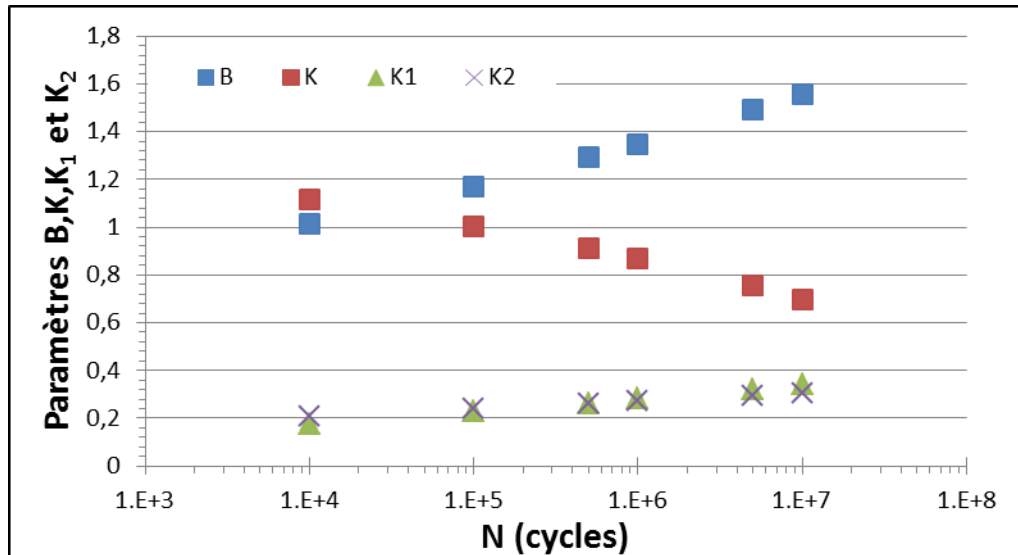


Figure V. 32 : Evolution de B , K , K_1 et K_2 en fonction du nombre de cycles N

Les deux paramètres B et K évoluent en fonction du nombre de cycles ; les courbes $B(N)$ et $K(N)$ se croisent entre 10^4 et 10^5 cycles. Le paramètre B , qui est lié au cisaillement, augmente avec N ce qui traduit une plus forte participation de la contrainte de cisaillement dans le plan

critique lorsque le niveau de chargement diminue. Cette augmentation se fait au détriment de la contrainte normale agissant simultanément sur le plan de cisaillement.

Les paramètres K_1 et K_2 qui traduisent la sensibilité aux contraintes moyennes, respectivement normale et de cisaillement, augmentent de façon semblable avec le nombre de cycles, traduisant ainsi une sensibilité accrue au niveau moyen de chargement.

V.4.6.3. Résultats de l'identification

Les résultats d'identification à partir des courbes de traction ($R_\sigma = -2$ et $0,1$) et de torsion ($R_\tau = -1$ et $0,1$) sont montrés dans la figure V.33.

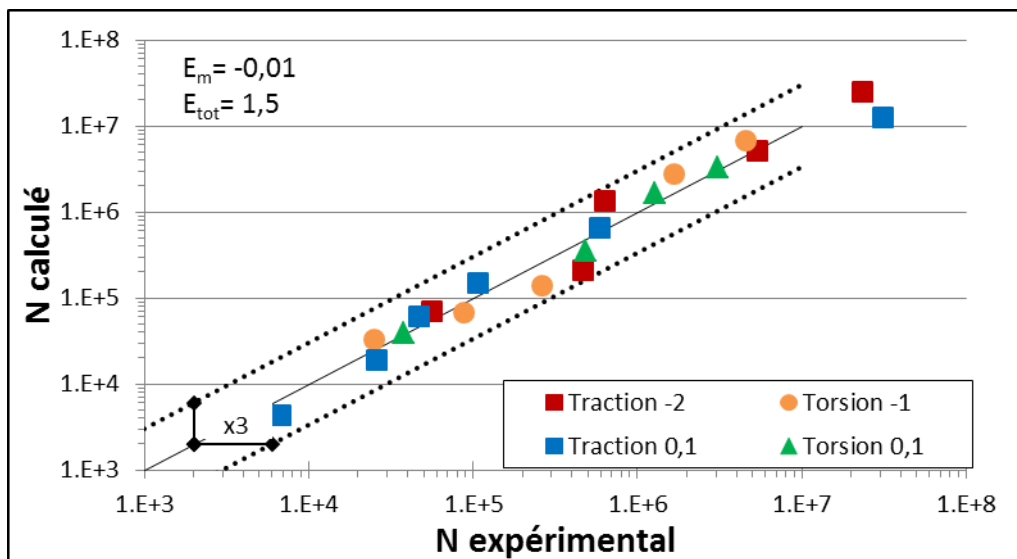


Figure V. 33 : Résultats d'identification à partir de la traction $R_\sigma = -2$ et $0,1$ et de la torsion $R_\tau = -1$ et $0,1$ -Modèle proposé

Nous pouvons constater que la distribution des résultats d'essais utilisés pour l'identification est bien répartie de part et d'autre de la médiane (la moyenne de dispersion est presque nulle : $E_m = -0,01$) et ce quel que soit le type de chargement : il n'y a donc a priori pas de déséquilibre vis-à-vis de telle ou telle composante de chargement. Cependant, comparativement à ce que nous avons obtenu pour les modèles de Morel, de Findley ou de Kluger ($E_{tot} = 1,6$) et de Fatemi-Socie ($E_{tot} = 1,6$), la dispersion totale reste proche de la valeur des autres modèles et est égale à $1,5$.

V.4.6.4. Prévisions pour des chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne

Toutes les courbes de fatigue uniaxiale ont été utilisées pour cette identification et les prévisions des durées de vie pour ces chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne sont représentées dans la figure V.33.

V.4.6.5. Prévisions en traction-torsion combinée

Les résultats de prévision en traction-torsion sont montrés dans la figure V.34.

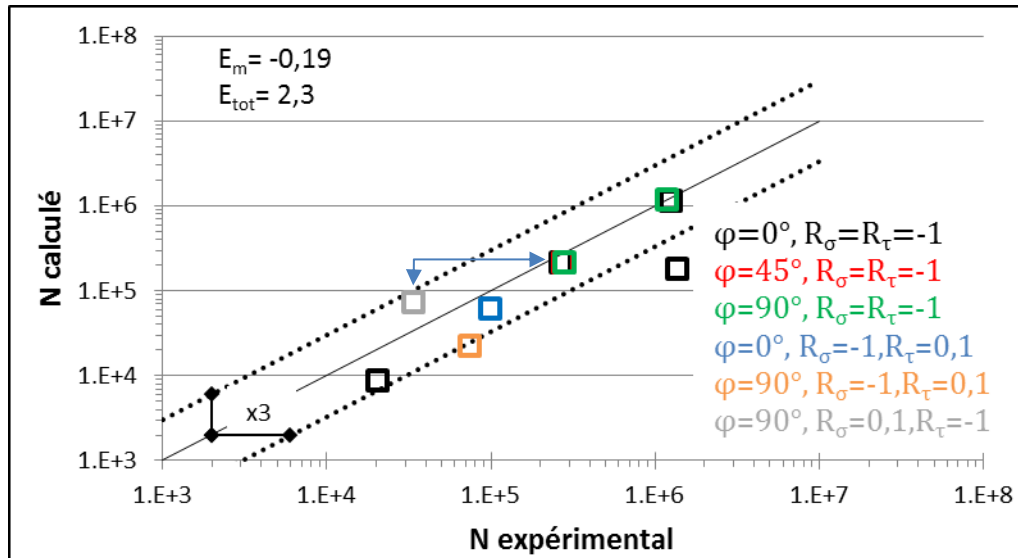


Figure V. 34 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction-torsion combinées-Modèle proposé

La représentation graphique des prévisions de durées de vie en fonction des durées de vie expérimentales montre que la dispersion des points issus des essais de traction-torsion combinées est égale à 2.3, le modèle donne des prévisions le plus souvent légèrement sous-estimées ($E_m = -0.19$) et avec une dispersion inférieure à 3.

Nous pouvons donc tirer les conclusions suivantes :

- Pour les chargements à contraintes moyennes nulles :
 - sans déphasage, tous les points sont situés dans la zone ($N_{\text{cal}} < N_{\text{exp}}$),
 - avec déphasage, nous pouvons constater que les durées de vie calculées sous chargement proportionnel et non-proportionnel sont similaires quel que soit le rapport d'amplitude de contrainte, le modèle ne prend pas en compte l'effet déphasage, ce qui correspond à ce que nous avons pu observer pour les quelques essais réalisés avec déphasage.
- Pour le chargement à contrainte moyenne nulle en traction :

- sans déphasage (carré **bleue**), en comparaisant avec le carré **noir** juste à sa droite qui sous le même chargement mais avec une contrainte nulle en torsion, le modèle estime des durées de vie différents, le modèle prend en compte l'effet de la contrainte moyenne de cisaillement.
- Pour le chargement à contrainte moyenne nulle en torsion :
 - avec déphasage (carré **gris**), en comparaisant avec le carré **vert** situé dans la ligne 1, nous avons remarqué expérimentalement qu'une contrainte moyenne positive réduit la durée de vie sous chargement uniaxial et multiaxial, le modèle va dans ce sens.

Pour ce type de chargement, le modèle que nous proposons s'avère donc meilleur que tous les autres modèles présentés dans ce mémoire.

V.4.6.6. Prévisions pour des chargements multiaxiaux avec pression interne

Les résultats des prévisions en intégrant la pression interne sont montrés dans la figure V.35.

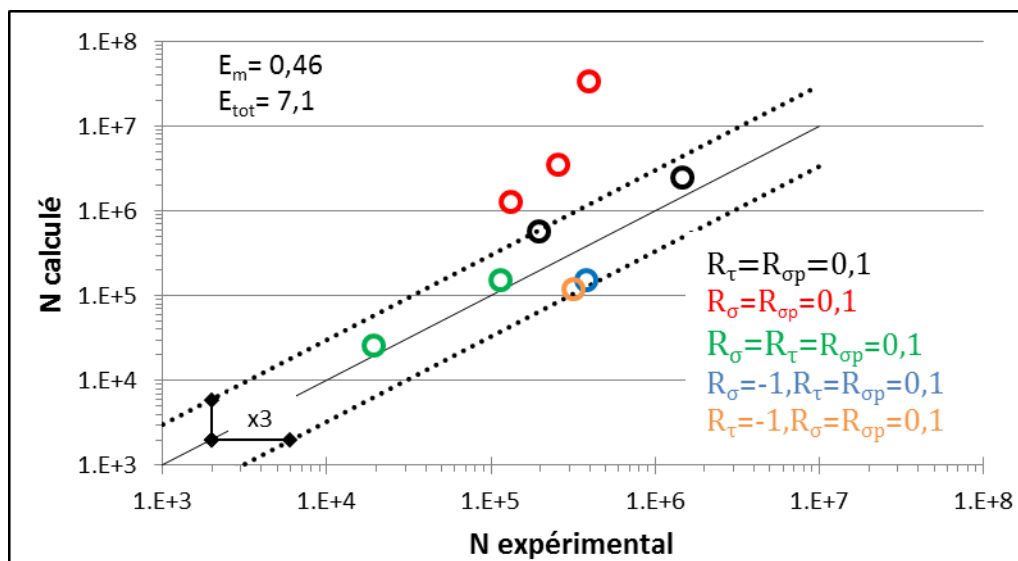


Figure V. 35 : Nombre de cycles à rupture Vs nombre de cycles expérimental en traction et/ou torsion et pression interne combinées-Modèle proposé

Pour les chargements intégrant la pression interne, le bilan reste mitigé : il donne de bonnes prévisions pour l'ensemble des conditions de chargement expérimentalement mis en œuvre à l'exception du chargement en traction-pression interne sous les rapports de contrainte $R_\sigma = R_{sp} = 0,1$. Le modèle proposé n'est pas capable de prédire les durées de vie sous chargement de traction-pression interne.

Ce décalage peut également être mis sur le compte d'une éventuelle anisotropie mécanique due au sens d'extraction de l'éprouvette. Le modèle actuel, comme tous les autres modèles suppose le comportement de l'alliage isotrope. Le modèle nécessite donc une amélioration dans sa formulation en introduisant un paramètre lié à la pression interne en se basant sur les données expérimentales issues des résultats sous chargement de pression interne pure.

V.5.Bilan comparatif des modèles de prévisions de durée de vie

V.5.1.Bilan du point de vue de l'identification

L'identification des paramètres de tous les modèles a été faite à partir des résultats de traction alternée ($R_\sigma = -2$) et de torsion purement alternée à l'exception du modèle proposé dans lequel l'identification est faite à partir des quatre courbes expérimentales. La qualité de l'identification est traduite par deux paramètres E_m et E_{tot} qui représentent respectivement le décalage moyen des résultats d'essais par rapport à la tendance fournie par le modèle et la dispersion de ces résultats autour de cette tendance moyenne. Les résultats obtenus pour les quatre modèles sont montrés dans la figure V.36 auxquels nous avons joints ceux obtenus pour notre modèle.

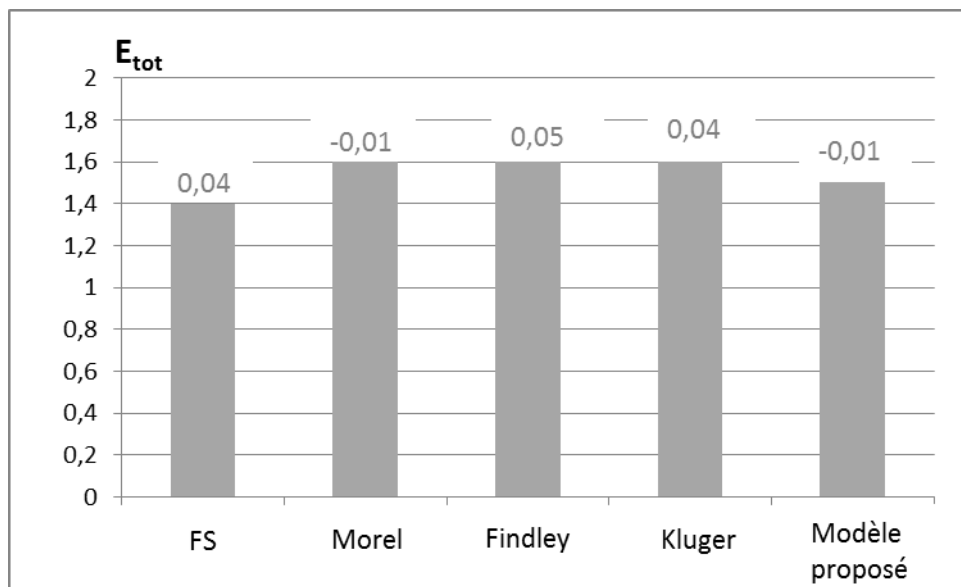


Figure V. 36 : Histogramme de la bande de dispersion pour les différents modèles lors de l'étape de l'identification, la dispersion moyenne est rapportée sur les axes

Dans tous les modèles, la bande de dispersion est presque similaire sauf dans le modèle de Fatemi-Socie qui présente la plus faible valeur (1,4) traduisant une meilleure adaptation aux résultats expérimentaux exploités pour ces identifications suivi du modèle proposé dans lequel la dispersion vaut 1,5. La dispersion moyenne est la même pour tous les modèles et est

positive sauf pour le modèle de Morel et le modèle proposé qui donnent la dispersion moyenne la plus faible mais est négative.

V.5.2.Bilan du point de vue des prévisions

Nous rassemblons dans les graphiques ci-dessous (figure V.37 et V.38), les caractéristiques de la qualité des prévisions pour les différents chargements multiaxiaux testés. Dans ces graphiques, l'axe des abscisses correspond aux modèles et l'axe des ordonnées correspond à la bande de dispersion E_{tot} .

V.5.2.1.Chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne

Pour la traction ondulée, les modèles de Findley et de Fatemi-Socie sont satisfaisants : l'effet de la contrainte moyenne de traction est bien pris en compte ; pour les modèles de Morel et de Kluger, la pression hydrostatique et le terme K_σ ne semblent pas suffisants pour prendre en compte cet effet.

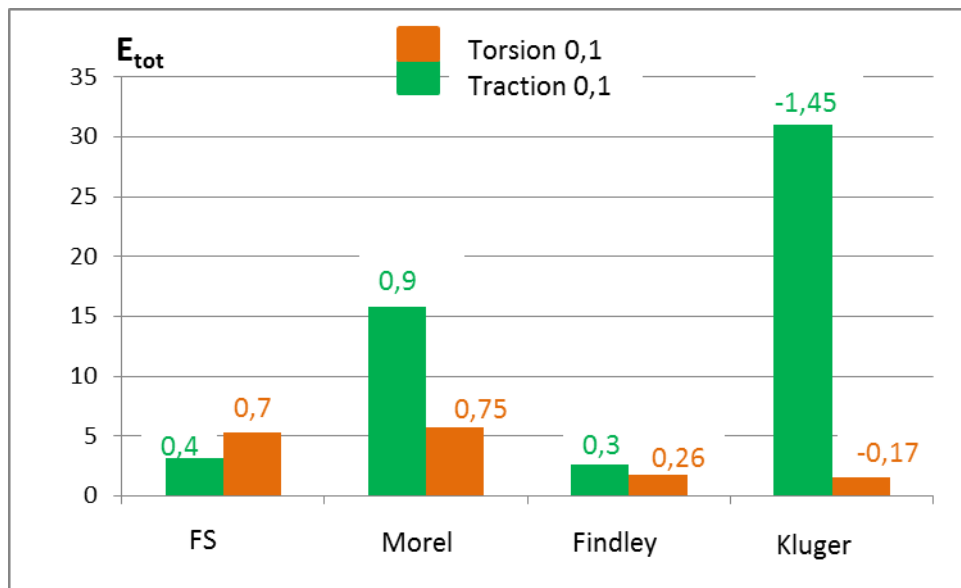


Figure V. 37 : Histogramme de la bande de dispersion pour les différents modèles en traction et torsion ondulées, la dispersion moyenne est rapportée sur les axes

Pour la torsion ondulée, les modèles de Kluger et de Findley donnent de bons résultats, l'effet de la contrainte moyenne de cisaillement est pris en compte. Pour les critères de Fatemi-Socie et Morel, la contrainte moyenne de cisaillement n'est pas considérée, il est donc naturel de retrouver une plus forte dispersion ; cependant la dispersion obtenue pour le modèle de Morel reste inférieure à celle obtenue pour la traction ondulée alors qu'a priori, on aurait pu s'attendre à l'inverse.

V.5.2.2.Chargements multiaxiaux

Les résultats de comparaison sous chargements multiaxiaux sont représentés dans la figure V.38. Dans ce graphique, nous avons pu comparer notre modèle aux quatre autres.

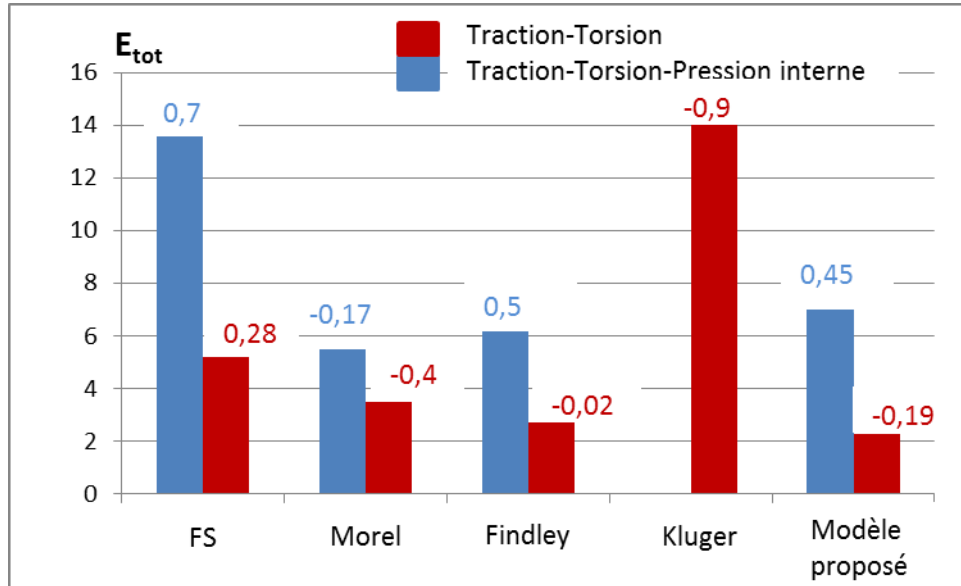


Figure V. 38 : Histogramme de la bande de dispersion pour les différents modèles en traction-torsion et en traction et/ou torsion et pression interne, la dispersion moyenne est rapportée sur les axes

Pour les chargements en traction-torsion combinée, le modèle proposé donne de bonnes prévisions de la durée de vie ; il est suivi dans l'ordre par les modèles de Findley, de Morel, de Fatemi-Socie et finalement de Kluger. Pour la dispersion moyenne, le modèle de Findley prend la tête du classement, suivi de notre modèle puis celui de Morel dont les estimations sont situées en majorité dans la zone conservative.

Pour les chargements de traction et/ou torsion et pression interne combinées, le modèle le plus satisfaisant est celui de Morel, suivi du modèle proposé, puis par le modèle de Findley et finalement celui de Fatemi-Socie. Morel prédit des durées de vie situées dans la zone sécurisée, quant aux autres, les durées de vie estimées sont situées dans la zone non sécurisée.

V.6.Conclusions

Ce chapitre a été consacré à la mise en œuvre de quatre modèles de fatigue multiaxiale basés sur une approche de type plan critique : le modèle de Findley, l'un des premiers critères à aborder le problème du dimensionnement par la recherche d'un plan de cisaillement particulier ; le modèle de Fatemi-Socie, très largement utilisé dans les pays anglo-saxons ; le modèle de Morel, inspiré du critère de Dang Van, initiateur de cette approche en France et à partir duquel de nombreux autres chercheurs se sont inspirés ; et enfin le modèle de Kluger,

inspiré du modèle de Macha et Lagoda, l'un des rares critères à intégrer explicitement un terme lié à une éventuelle influence de la contrainte moyenne de cisaillement. Si tous ces modèles utilisent la même approche par plan critique, la définition de ce plan critique n'est pas forcément la même pour chacun ; de même, la quantité mécanique endommageante relative à ce plan n'est pas identique pour chacun des critères. Par ailleurs, trois de ces modèles ayant été élaboré plus spécifiquement pour le domaine de l'endurance illimitée (modèles de Findley, de Morel et de Kluger), leur usage à des fins de prévisions n'est pas sans poser certains problèmes.

Pour chacun des modèles employés, la première étape a été d'identifier les paramètres matériaux de ces modèles à partir des résultats des essais en fatigue uniaxiale. Assez classiquement, il est préconisé d'utiliser les courbes de fatigue en traction et en torsion purement alternée ainsi qu'en traction ondulée, mais il n'y a en fait aucune obligation particulière ; n'ayant pas à notre disposition la courbe en traction purement alternée, nous lui avons substitué une courbe en traction ondulée sous le rapport de contrainte $R_\sigma = -2$. Les paramètres matériaux ont été déterminés pour chacun des critères avec le même jeu de courbes de fatigue. Du point de vue de cette identification, nous n'avons pas rencontré de problème particulier, cependant nous avons pu constater que les critères retenus se « pliaient » plus ou moins bien aux données expérimentales. Nous avons retenu deux paramètres statistiques pour qualifier cette identification : la dispersion moyenne de la tendance et la dispersion quadratique autour de cette tendance. Rappelons que le premier paramètre caractérise l'écart de la tendance moyenne des résultats (au sens du critère) et la tendance théorique (donnée par le modèle) ; le second paramètre, la dispersion quadratique, caractérise la dispersion des données expérimentales autour de la tendance moyenne. En regard de ces paramètres, il ressort que les critères de Fatemi-Socie et de Morel se disputent la première place, le premier pour sa plus faible dispersion quadratique, l'autre pour sa très faible dispersion moyenne.

Une fois les paramètres matériaux identifiés, nous avons établi les prévisions des durées de vie pour chacun des chargements uniaxiaux avec contrainte moyenne, et multiaxiaux expérimentés. Là encore, la qualité des prévisions a été « évaluée » à l'aide de la dispersion moyenne et la dispersion quadratique et ce par type de chargement. De ce point de vue, il s'avère que le classement dépend de la nature du chargement.

Ainsi, pour la traction uniaxiale avec contrainte moyenne, les critères de Findley et de Fatémi-Socie se placent en premier « loin » devant le critère de Morel et encore plus loin du critère de

Kluger. Pour la torsion ondulée, ce sont les critères de Findley et celui de Kluger qui se positionnent en premier, puis nous trouvons le critère de Fatemi-Socie et enfin le critère de Morel, relativement loin. Autant pour les chargements en traction ondulée, nous pouvons nous étonner des écarts entre critères, autant pour la torsion ondulée, ces écarts le sont moins : en effet, peu de critères prennent explicitement compte d'une influence de la contrainte moyenne de cisaillement : le critère de Kluger le fait et notre matériau y est très sensible.

Pour les chargements biaxiaux, avec ou sans déphasage, nous retrouvons en tête les critères de Findley et de Morel ; cependant, tous les critères ont conduit à des prévisions d'autant plus surestimées que l'angle de déphasage entre les deux contraintes était élevé : or il est apparu, sous réserve d'essais complémentaires, que notre matériau n'était pas sensible au déphasage.

Enfin, pour les chargements combinant traction, torsion et pression interne, il s'est avéré qu'aucun des critères n'a conduit à des prévisions acceptables : le meilleur, celui de Morel, conduit à une forte disparité des prévisions et très peu de prévisions se retrouvent dans la bande de dispersion de ± 3 .

Face à ces résultats, nous avons développé notre propre modèle en nous inspirant de celui de Kluger du fait de sa prise en compte de la contrainte moyenne de cisaillement ; cependant il se distingue de ce dernier par le choix du plan critique : nous avons considéré que le plan critique était celui qui voyait la plus forte contrainte de cisaillement. Par ailleurs, nous avons introduit des facteurs de sensibilité aux différentes composantes de la quantité mécanique endommageante. Pour identifier ces paramètres matériaux, nous avons dû utiliser quatre courbes de fatigue uniaxiale : deux courbes en traction ($R_\sigma = -2$ et $0,1$) et deux courbes en torsion, (l'une purement alternée, l'autre ondulée). La qualité de l'identification s'est avérée être meilleure que les critères de Findley, Morel et Kluger ; le critère de Fatemi-Socie restant le meilleur. Pour les prévisions de durée de vie en traction et en torsion ondulée, notre critère s'est donc retrouvé classé en premier puisque ces « prévisions » correspondent à l'identification. Pour la traction-torsion combinée, notre critère occupe la première place devant le critère de Findley ; en particulier, il n'est apparu aucun effet du déphasage pour les prévisions établies. Par contre, pour les chargements triaxiaux, il rejoint la troisième place après le critère de Morel et celui de Findley ; cependant, hormis les cas de la traction-pression interne, toutes les prévisions sont dans la bande de dispersion de ± 3 ce qu'aucun des autres critères n'a pu faire.

6^{EME} PARTIE : CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

6EME PARTIE : CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

Les travaux présentés dans ce mémoire de thèse sont consacrés au comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'alliage d'aluminium 2618-T851 à l'état brut d'usinage et à l'état anodisé. Le comportement en fatigue multiaxiale, incluant notamment la pression interne, a en particulier été étudié.

L'étude bibliographique a permis de souligner que l'alliage 2618 est un alliage atypique de la série 2xxx, sa microstructure étant caractérisée par la présence d'une densité importante de particules intermétalliques grossières Al_9FeNi . Cet alliage ayant essentiellement été développé pour des applications à hautes températures, peu d'investigations ont été faites à température ambiante en fatigue uniaxiale et multiaxiale. Par ailleurs aucune étude sur le comportement en fatigue n'a été faite sur l'alliage anodisé.

Après une caractérisation microstructurale et mécanique classique de l'alliage qui a conduit à retrouver les résultats de la littérature en termes de propriétés mécaniques en traction, en compression et en torsion à température ambiante, et de présence d'une grande densité de particules intermétalliques grossières de type Al_9FeNi , la caractérisation s'est focalisée sur l'état de surface après chaque étape du traitement d'anodisation. Il est apparu que le décapage provoque la création de cavités en surface, qui se retrouvent ensuite après chaque étape du traitement d'anodisation. L'oxydation anodique conduit à la création d'une couche anodique d'environ 10 μm , présentant des défauts internes et surfaciques (présence de particules intermétalliques et de cavités). Par ailleurs, après l'imprégnation, la couche anodique est faïencée avec un réseau de microfissures qui atteignent la moitié de l'épaisseur de cette couche. L'étape de colmatage densifie ce faïencage et les microfissures du réseau peuvent atteindre l'interface avec le substrat. Enfin, les mesures de contraintes résiduelles effectuées sur les surfaces usinées et traitées ont conduit à une évolution non notable et nous avons décidé ne pas prendre en compte ces dernières dans l'analyse de la tenue en fatigue de l'alliage.

Suite à cette caractérisation de l'alliage et de sa surface après chaque étape du traitement d'anodisation, des essais de fatigue ont été réalisés. Les travaux sont divisés en trois volets. Dans le premier volet, l'alliage 2618 a été étudié en fatigue uniaxiale à l'état brut d'usinage et à l'état anodisé. Pour l'alliage brut d'usinage, l'influence de l'état de surface en termes de rugosité arithmétique a été étudiée : dans une gamme de 0,8 à 6,3 μm , la rugosité n'a aucun effet sur la tenue en fatigue de l'alliage en traction axiale et en torsion. Cette étude a permis également de montrer que sous chargement de traction ou de torsion, l'alliage présente une

6EME PARTIE : CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

sensibilité au rapport de contrainte ; une contrainte moyenne normale positive ou une contrainte moyenne de cisaillement non nulle réduit la durée de vie. Les analyses des faciès de rupture ont montré que, quelle que soit la nature du chargement, des particules intermétalliques Al_9FeNi situées en surface sont à l'origine des amorçages de fissures des éprouvettes testées. Par ailleurs, un seul site d'amorçage a été observé, quels que soient le type et le niveau de chargement. L'évolution des contraintes résiduelles est non notable, des trois paramètres (microgéométrie de surface - microstructure - contraintes résiduelles) c'est donc le paramètre microstructural qui semble piloter le comportement en fatigue.

Pour l'alliage traité et sollicité en traction, la phase de décapage participe de façon très mineure à l'abatement en fatigue même si de nombreuses cavités sont formées en surface ; ceci vient conforter le constat sur la non sensibilité de l'alliage à la rugosité de surface. Après la phase d'oxydation anodique, la durée de vie est réduite et la fissuration de la couche anodique a été identifiée comme source de fissures multiples dans le substrat. Par ailleurs, le même effet a été constaté après imprégnation et après colmatage sans que le faïençage ait cette fois-ci un effet supplémentaire sur l'abatement. En revanche, le traitement de surface n'a aucun effet sur la tenue en fatigue en torsion. Le matage des sites de propagation n'a pas permis de conclure sur les mécanismes d'amorçage. Sous chargement de pression interne à l'état anodisé-colmaté, l'amorçage de fissures a lieu sur la surface interne des éprouvettes tubulaires, sur des particules intermétalliques avec, semble-t-il, un rôle mineur de la couche anodique.

Dans le deuxième volet, l'alliage a été étudié en fatigue multiaxiale. A l'état brut d'usinage, l'alliage ne semble pas sensible au déphasage et ce quel que soit le rapport d'amplitude de contrainte. Comme en traction pure et en torsion pure, la contrainte moyenne de traction et de cisaillement a toujours un effet sur la durée de vie de l'alliage. Les mécanismes d'amorçage à l'état usiné sont similaires au cas des chargements uniaxiaux : fissure unique amorcée sur une particule intermétallique Al_9FeNi . A l'état anodisé-colmaté, le même effet de l'anodisation sur l'abatement de la durée de vie a été remarqué et l'amorçage des fissures dans tous les chargements est similaire à celui observé pour les essais uniaxiaux sur éprouvettes traitées : multi-fissuration avec amorçage correspondant à la fissuration de la couche anodique.

Dans le dernier volet, différents modèles de prévision de durée de vie en fatigue multiaxiale ont été confrontés aux résultats expérimentaux. Suite à l'étude bibliographique, nous avons mis en œuvre trois critères, tous basés sur une approche de type plan critique, dont celui de

6EME PARTIE : CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

Fatemi-Socie, très couramment utilisé, celui de Morel et celui de Findley. Rappelons qu'à part pour le critère de Fatemi-Socie (du fait de sa formulation explicite entre le paramètre d'endommagement et le nombre de cycles à rupture), faire des prévisions de durée de vie avec les autres critères a nécessité d'extrapoler leur formulation, initialement proposée pour le domaine de l'endurance illimitée pour exprimer une condition de non amorçage, au domaine des durées de vie limitées. La qualité des résultats de prévision varie d'un modèle à un autre, selon les sollicitations mais globalement, le meilleur critère s'est avéré être celui de Findley. Cependant, tous ont un point commun : pour des chargements incluant une composante de cisaillement moyen, aucun des critères n'a permis d'obtenir de bonnes prévisions de durée de vie : la raison en est probablement la sensibilité du comportement en fatigue de l'alliage à cette contrainte moyenne de cisaillement, ces critères n'étant pas capables de prendre correctement en compte cet effet.

Face à ce constat, un nouveau modèle, basé sur les critères de Macha-Lagoda et de Kluger qui intègrent tous deux explicitement un terme lié au cisaillement moyen, a été proposé. Ce modèle s'avère très satisfaisant pour les essais de traction-torsion comparé aux autres modèles. En revanche, pour les chargements triaxiaux, le modèle s'est avéré plutôt défaillant, tout comme les quatre autres modèles employés ; nous supposons qu'une cause pourrait en être la non-prise en compte de l'anisotropie mécanique que semble présenter l'alliage.

L'ensemble de ces résultats conduit à proposer diverses perspectives possibles. Dans un premier temps, il paraît essentiel de compléter l'étude du comportement en fatigue de l'alliage en réalisant des essais en pression interne à l'état brut d'usinage afin de quantifier l'effet d'anisotropie mécanique. Nous pouvons aussi prélever des éprouvettes dans les sens travers-long et travers-court pour obtenir cette information par des essais en traction pleine. Par ailleurs des essais en torsion sur de telles éprouvettes permettraient de quantifier l'effet de cette anisotropie également pour des chargements de cisaillement. Tous ces essais supplémentaires permettront de mieux cerner le comportement de l'alliage sous des chargements multiaxiaux autres que ceux que nous avons mis en œuvre.

Durant les mois à venir, une étude numérique de l'effet de l'anisotropie métallurgique de l'alliage sur la tenue en fatigue va être réalisée au travers de quelques travaux d'initiation à la recherche. Dans ces travaux de simulation numérique, la microstructure de l'alliage sera prise en compte en se limitant à l'introduction de populations représentatives de particules

6EME PARTIE : CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

intermétalliques Al_3FeNi (l'échelle plasticité cristalline n'est pas envisagée à ce jour). Ces travaux pourront enrichir notre compréhension du comportement du matériau.

Naturellement, l'alliage doit être étudié aux températures pour lesquelles il est en réalité destiné (autour de 200°C) et il serait nécessaire de relancer un plan d'expérience basé sur celui que nous avons mis en place dans cette étude à ces températures. A l'occasion, il sera utile d'affiner le critère d'arrêt des essais, notamment ceux incluant de la torsion, afin d'éviter le matage des surfaces de rupture et d'observer dans de meilleures conditions les zones d'amorçage.

Dans le cadre de ce travail de thèse, nous ne nous sommes pas attardés au suivi de la fissuration de la couche anodique. Un meilleur suivi, par une méthode de réplique, permettrait peut-être de mieux comprendre le rôle de cette couche dans le mécanisme d'amorçage selon les conditions de chargement. Notamment, nous devons approfondir notre analyse du constat expérimental de l'absence d'effet de la présence de la couche anodique lorsque l'éprouvette est soumise à de la torsion cyclique pure.

Actuellement, aucun des modèles de prévision n'a donné entière satisfaction, peut-être en partie à cause de l'anisotropie mécanique de l'alliage étudié, plus sûrement à cause de la microstructure de l'alliage caractérisée par la présence de nombreuses particules intermétalliques de taille conséquente qui ont systématiquement été à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue. Il y a là une piste à explorer. La plupart des critères de fatigue multiaxiale se positionne comme critères d'amorçage : ils expriment les conditions de chargement nécessaire à l'amorçage d'une fissure sur un plan critique dont l'orientation dépend de la nature du chargement. Dans le cas de l'alliage 2618, nous pouvons imaginer que la présence des particules interfère avec les forces motrices classiquement retenues pour définir ces plans d'amorçage, notamment l'amplitude de la contrainte de cisaillement associée à la contrainte normale agissant simultanément sur le plan en question. Et plus que probablement, ces interférences dépendent du niveau de chargement. Ces interactions conditionnent alors le volume représentatif sur lequel le critère est appliqué et l'hypothèse d'homogénéité peut être à reconsidérer sur un tel volume de calcul. L'apport de la modélisation numérique devrait alors permettre de reformuler les critères, et parmi eux celui que nous avons proposé, pour les adapter à une microstructure aussi particulière. Au final, l'application de ce critère amélioré à l'état anodisé devra être étudiée, avec une probable adaptation nécessaire, les mécanismes à l'origine de l'amorçage étant différents.

REFERENCES

REFERENCES

REFERENCES

- [1] The Aluminium Automotive Manual, Materials-Designation system, European Aluminium Association EAA, <https://european-aluminium.eu/media/1533/aam-materials-3-designation-system.pdf> , Version 2002.
- [2] J. Weritz, L. Bulookbashi et F. Licari, The Aluminum Association Alloy and Temper System, Aluminum Extruders Council, 2016.
- [3] J.R. Davis, Aluminum and Aluminum Alloys, In: J.R. Davis (eds) Alloying: Understanding the Basics, ASM International, p 351-416, 2001.
- [4] P. Rambabu, N. E. Prasad, V.V. Kutumbarao et R.J.H. Wanhill, Aluminium Alloys for Aerospace Applications, In: N.E. Prasad et R. Wanhill (eds) Aerospace Materials and Material Technologies. Indian Institute of Metals Series. Springer, Singapore, 2017.
- [5] F. Tariq · N. Naz, R.A. Baloch Faisal et al, Characterization of Material Properties of 2xxx Series Al-Alloys by Non Destructive Testing Techniques, Journal of Nondestructive Evaluation, 31, p 17-33, 2012.
- [6] M. Tiryakioglu et G. Totten, Quenching Aluminum Components in Water: Problems and Alternatives, ASM Proceedings: Heat Treating, p 156-170, 1998.
- [7] Z. Szklarz , H. Krawiec et L. Rogal, The effect of vacuum suction casting on the microstructure and corrosion behavior of aluminium alloy 2017, Materials Science and Engineering B, 240, p 23-32, 2019.
- [8] N. Yan, Q. Wang, X. Wang, Q. Chen et N. Kawagoishi, Fatigue properties of age-hardened Al alloy 2017-T4 under ultrasonic loading, Theoretical and Applied Mechanics Letters, 2, 031008, 2012.
- [9] C-W. Lin, K-J. Chen, F-Y. Hung,T-S. Lui, et H-P. Chen, Impact of solid-solution treatment on microstructural characteristics and formability of rotary-swaged 2024 alloy tubes, Journal of Materials Research and Technology, 8(3), p 3137-3148, 2019.
- [10] S. Lei, G. Yang, X. Wang, S. Chen, A. Prieb et J. Ma, High energy femtosecond laser peening of 2024 aluminum alloy, Procedia CIRP, 74, p 357–361, 2018.
- [11] M. Shahzad, M. Chaussumier, R. Chieragatti, C. Mabru et F. Rezai-Aria, Effect of sealed anodic film on fatigue performance of 2214-T6 aluminium alloy, Surface and Coatings Technology, 206 (n° 11-12), p 2733-2739, 2012.

REFERENCES

- [12] F. Snogan, C. Blanc, G. Mankowski et N. Pébère, Characterisation of sealed anodic films on 7050 T74 and 2214 T6 aluminium alloys, *Surface and Coatings Technology*, 154, p 94-103, 2002.
- [13] Ch.V.A.Narasayya, P. Rambabu, M.K. Mohan, R. Mitra et N. Eswara Prasad, Tensile Deformation and Fracture Behaviour Of An Aerospace Aluminium Alloy AA2219 in Different Ageing Conditions, *Procedia Materials Science*, 6, p 322 – 330, 2014.
- [14] T. Ram Prabhu, Effects of ageing time on the mechanical and conductivity properties for various round bar diameters of AA 2219 Al alloy, *Engineering Science and Technology*, 20, p 133–142, 2017.
- [15] C. Wang, T. Suo, Y. Li, P. Xue et Z. Tang, High-velocity impact responses of 2618 aluminum plates for engine containment systems under combined actions of projectile form and oblique angle, *Chinese Journal of Aeronautics*, 32(6), p 1428-1441, 2019.
- [16] R.Viroulaud, Protection contre la corrosion des alliages d'aluminium par la conversion TCP : influence de la chimie de surface, Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie, 2016.
- [17] O. Khalil et K-H. Lang, Influence of Microstructure on the Quasistatic and Low Cycle Fatigue Behaviour of an AA2618 Aluminium Alloy, *Procedia Engineering*, 10, p 1339-1347, 2011.
- [18] A. M. Cree, M. Devlin, G. Critchlow et T. Hirst, Fatigue and fracture assessment of toxic metal replacement coatings for aerospace applications, *Transactions of the Institute of Metal Finishing*, 88 (6), p 303-310, 2010.
- [19] W. Feng, X. Baiqing, Z. Yongan, L. Zhihui et L. Peiyue, Microstructural characterization of an Al–Cu–Mg alloy containing Fe and Ni, *Journal of Alloys and Compounds*, 487, p 445-449, 2009.
- [20] I. Özbek, A study on the re-solution heat treatment of AA 2618 aluminum alloy, *Materials Characterization*, 58, p 312-317, 2007.
- [21] J.A. Lumm, Mechanical properties of 2618 aluminum alloy, North American Aviation, Inc., Technical report AFML-TR-66-238, Juillet 1966.

REFERENCES

- [22] W.M. Doyle, The development of Hiduminium-RR58 aluminium Alloy: the background to the choice of the main structural material for Concorde, Aircraft engineering and Aerospace Technology, 41, p 11-14, 1969.
- [23] W.M. Doyle, Development of Hidunium-RR-58 structural aluminium alloy used on Concorde, Metal Forming, p 216-220, 1969.
- [24] D.M. Royster, Tensile properties and creep strength of three aluminium alloys exposed up to 25000 hours at 200° to 400°F, Langley research Center, NASA Scientific and Technical Publications, NASA TN D-5010, 1969.
- [25] D. Rhodes et J.C. Radon, Environmental effects on crack propagation in aluminium alloys, Fatigue of Engineering Materials and Structures, 1, p 383-393, 1979.
- [26] C. Robin et G. Pluvinage, Fatigue threshold in a 2618A aluminium alloy, Fatigue of Engineering Materials and Structures, 3, p 147-157, 1980.
- [27] C. Bathias et C. Amzallag, Influence of various parameters on the determination of the fatigue crack arrest threshold, Fatigue of Engineering Materials and Structures, 4, p1-13, 1981.
- [28] Y. Leng, W.C. Porr et R.P. Gangloff, Tensile deformation of 2618 and Al-Fe-Si-V aluminium alloy at elevated temperatures, Scripta Metallurgica et Materiala, 24, p 2163-2168, 1990.
- [29] Y. Leng, Study of Creep Crack Growth in 2618 and 8009 Aluminum Alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, 26A, 315-328, 1995.
- [30] R.P. Hunderhill, P.S. Grant et B. Cantor, Microstructure of spray-formed Al alloy 2618, Materials & Design, 14, p 45-47, 1993.
- [31] I.N.A. Oguocha et S. Yannacopoulos, The structure of Al_xFeNi phase in Al-Cu-Mg-Fe-Ni alloy (AA2618), Journal of Materials Science, 31, p 5615-5621, 1996.
- [32] S.M. Kazanjian, N. Wang et E.A. Starke Jr., Creep behaviour and microstructural stability of al-cu-Mg-Ag and Al-Cu-Li-Mg-Ag alloys, Materials Science and Engineering, A234-236, p 571-574, 1997.

REFERENCES

- [33] P. Cavaliere, Hot and warm forming of 2618 aluminium alloy, *Journal of Light Metals*, 2, p 247-252, 2002.
- [34] A. Djakovic, B.F. Dyson et M. Mclean, Damage identification in creep of aluminium alloy 2650-T8, *Metalurgija - Journal of Metallurgy*, 11(3), p 243-250, 2005.
- [35] J. Wang, D. Yi, X. Su et F. Yin, Influence of deformation ageing treatment on microstructure and properties of aluminium alloy 2618, *Materials characterization*, 65, p 965-968, 2008.
- [36] F. Novy, M. Janecek, R. Kral, Microstructure changes in 2618 aluminium alloy during ageing and creep, *Journal of Alloys and Compounds*, 487, p 146-151, 2009.
- [37] M. Aghaie-Khafri et A. Zargaran, Low-cycle fatigue behavior of AA2618-T61 forged disk, *Materials and Design*, 31, p 4104-4109, 2010.
- [38] A.Salas-Zamarripa, C. Pinna, M.W. Brown, M.P. Guerrero-Mata, M. Castillo Morales et T.P. Beber-Solano, Identification of modes of fracture in a 2618-T6 aluminium alloy using stereophotogrammetry, *Materials Characterization*, 62, p 1141-1150, 2011.
- [39] D.J Garcia, Stage de Master, Université de Lund-Suède, Fatigue analysis of an aluminium radial impeller, 2011.
- [40] O. Khalil, Isothermes Kurzzeitermüdungsverhalten der hochwarmfesten Aluminium Knetlegierung 2618A (AlCu2Mg1,5Ni), Thèse de doctorat, Schriftenreihe des Instituts für Angewandte Materialien, Band.34, 2014.
- [41] L. Zeng, Z. Li, R. Che, T. Shikama, S. Yoshihara, T. Aiura et H. Noguchi, Mesoscopic analysis of fatigue strength of a modified 2618 aluminium alloy, *International Journal of Fatigue*, 59, p 215-223, 2014.
- [42] E.M. Elgallad, P. Shen, Z. zhang et X.-G. Chen, Effects of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of AA2618 DC cast alloy, *Materials and Design*, 61, p 133-140, 2014.
- [43] R.W. Cooke, R.L. Hexemer Jr., I. Donaldson et D.P. Bishop, Press-and-Sinter processing of a PM counterpart to wrought aluminum 2618, *Journal of Materials Processing Technology*, 230, p 72-79, 2016.

REFERENCES

- [44] N. Chahboun, E. Rocca, D. Veys-Renaux, M. Augros, M. Boutoba et N. Caldeira, *Jornal of the Electrochemical Society*, 163, p 69-75, 2016.
- [45] M.F. Moreira, *Failure analysis in aluminium turbocharger wheels*, *Engineering Failure analysis*, 61, p 108-118, 2016.
- [46] C. Rockenhäuser et B. Skrotzki, *Quantitative Dark-Field Transmission Electron Microscopy of the Microstructure Evolution in a 2618A Aluminum Alloy During Ageing*, *Microscopy and Microanalysis*, 22 (S3), p 1260-1261, 2016.
- [47] C. Rockenhäuser, S. Schrieffer et B. Skrotzki, *Microstructural Evolution during Creep of Al-Alloy 2618A*, 14th International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures (Creep2017), Russia, June 19-21, 2017.
- [48] C. Rockenhausen, S. Schrieffer, P. von Hartraott, B. Piesker et B. Strotzki, *Comparison of long-term radii evolution of the S-phase in aluminum alloy 2618A during ageing and creep*, *Materials Science and Engineering A*, 716, p 78-86, 2018.
- [49] A. Wilm, *Office Allemand des Brevets*, Brevet n° DRP244554, 1906.
- [50] P.D. Merica, R.G. Waltrenberg et H. Scott, *The heat treatment of duralumin*, *Journal of the Franklin Institute*, 188(4), p 549-550, 1919.
- [51] E. Hornbogen, *Hundred years of precipitation hardening*, *Journal of Light Metals* 1,2, p 127-132, 2001.
- [52] I.J. Polmear, D. Stjohn, J-F. Nie et M. Qian, *Light alloys: Metallurgy of the light metals*, Butterworth-Heinemann, 5ème edition, 2017.
- [53] F. Dalel, *Etude du durcissement structural de l'alliage Al-4,6 %Cu-1 %Mg-0,7 %Si (% mass)*, *diplôme de magister en physique*, Université Mentouri, 2012.
- [54] H.D. Merchant, T.Z. Kattamis et G. Scharf, *Homogenization of aluminum alloys*, *Proceedings of the Homogenization and Annealing of Aluminum and Copper Alloys*. Cincinnati, Ohio, October 12-13, 1987. The Metallurgical Society Publication, p 1-53, 1987.
- [55] I. Oguocha, *Characterization of Aluminum Alloy 2618 and Its Composites Containing Numina Particles*, *Thèse de doctorat*, Université de Saskatchewan, 1998.

REFERENCES

- [56] Y. Liu, M. Liu, L. Luo, J. Wang et C. Liu, The solidification behavior of AA2618 aluminium alloy and the influence of cooling rate, *Materials*, 7, p 7875-7890, 2014.
- [57] S. D. Cramer et B.S. Covino, *ASM Handbook, Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection*, ASM International, 13A, 2003.
- [58] A. Pernot-Gehin, Etude des procédés de colmatage d'alliages d'aluminium anodisé, Thèse de doctorat, Université Henri Poincaré Nancy-I, 2007.
- [59] B. Hafezi, The effect of sulfuric acid on pore initiation in anodic alumina formed in oxalic acid, *Iranian Chemical Communication*, 2, p 222-231, 2014.
- [60] S. Audisio et G. Béranger, *Anticorrosion et durabilité dans le bâtiment, le génie civil et les ouvrages industriels*, PPUR, 2010.
- [61] F. Gilbert, Influence des conditions d'anodisation dure de l'aluminium (6061-T6) sur la couche d'oxyde formée, Mémoire de maîtrise, Université Laval, 2011.
- [62] Y. Goueffon, Etude et simulation des mécanismes de dégradation de revêtements anodiques noirs sur alliage d'aluminium pour applications en environnement spatial, Thèse de doctorat, Université Paul Sabatier Toulouse, 2009.
- [63] J-S. Safrany, Anodisation de l'aluminium et de ses Alliages, *Technique de l'ingénieur*, disponible sur : < <http://www.techniquesingenieur.fr/book/ml630/anodisation-de-l-aluminium-et-de-ses-alliages.html>>, consulté en Juin 2019, 2019.
- [64] D. Elabar, G.R. La Monica, M. Santamaria, F. Di Quarto, P. Skeldon et G.E. Thompson, Anodizing of aluminium and AA 2024-T3 alloy in chromic acid: Effects of sulphate on film growth, *Surface & Coatings Technology*, 309, p 480-489, 2017.
- [65] D. Veys-Renaux, N. Chahboun et E. Rocca, Anodizing of multiphase aluminium alloys in sulfuric acid: in-situ electrochemical behaviour and oxide properties, *Electrochimica Acta*, 211, p 1056-1065, 2016.
- [66] I. De Graeve, H. Terryn et G.E. Thompson, Influence of heat transfer on anodic oxidation of aluminium, *Journal of Applied Electrochemistry*, 32, p 73-83, 2002.

REFERENCES

- [67] P. Skeldon, G.E. Thompson, G.C. Wood, X. Zhou, H. Habazaki, K. Shimizu, Interactions of alloying elements during anodizing of dilute Al-Au-Cu and Al-W-Zn alloys and consequences for film growth, *Corrosion Science*, 41, p 291-304, 1999.
- [68] S.A. Abdel-Gawad, W.M. Osman et A.M. Fekry, Characterization and corrosion behavior of anodized Aluminum alloys for military industries applications in artificial seawater, *Surfaces and Interfaces*, 14, p 314-323, 2019.
- [69] L.E. Fratila-Apachitei, H. Terryn, P. Skeldon, G.E. Thompson, J. Duszczyk et L. Katgerman, Influence of substrate microstructure on the growth of anodic oxide layers, *Electrochimica Acta*, 49, p 1127-1140, 2004.
- [70] I. Iewkitthayakorn , S. Janudom, N. Mahathaninwong, S. Karrila et J. Wannasin, Anodizing parameters for superheated slurry cast 7075 aluminum alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 29, p 1200-1210, 2019.
- [71] H. Habazaki, X. Zhou, K., Shimizu, P. Skeldon, G. E. Thompson, G. C. Wood, Mobility of copper ions in anodic alumina films, *Electrochimica Acta*, 42 (17), p 2627-2635, 1997.
- [72] L. Iglesias-Rubianes, S.J. Garcia-Vergara, P. Skeldon, G.E. Thompson, J. Ferguson, M. Beneke, Cyclic oxidation processes during anodizing of Al-Cu alloys, *Electrochimica Acta*, 52, p 7148-7157, 2007.
- [73] J. De Chevalier, *Guide de sous-traitance des traitements de surface et de la peinture industrielle*, Lavoisier, 2012.
- [74] R.B. Mason, S. Clark, M. Klingenberg, E. Berman et N. Voevodin, Alternatives to dichromate sealer in anodizing operations, *Metal Finishing*, 109 (4-5), p25-32, 2011.
- [75] L.M. Zhang, S.D. Zhang, A.L. Ma, H.X. Hu, Y.G. Zheng, B.J. Yang et J.Q. Wang, Influence of sealing treatment on the corrosion behavior of HVAF sprayed Al-based amorphous/nanocrystalline coating, *Surface and Coatings Technology*, 353, p 263-273, 2018.
- [76] R. Canyook, P. Seubsom, J. Sang-nguan, T. Trirujirapapong, K. Taweessup, Influences of sealing solutions on anodized layer properties of 7075 aluminium alloy, *MaterialsToday : Proceedings*, 5(3), p 9483-9488, 2018.

REFERENCES

- [77] R. Wang, L. Wang, C. He, M. Lu et L. Sun, Studies on the sealing processes of corrosion resistant coatings formed on 2024 aluminium alloy with tartaric-sulfuric anodizing, *Surface and Coatings Technology*, 360, p 369-375, 2019.
- [78] S. Wernick, R. Pinner and P. Sheasby, *The surface treatment and finishing of aluminium and its alloys*, Finishing publication Ltd, 5th edition, England, 1987.
- [79] D. Altenpohl, Corrosion protection of aluminum by natural or fortified oxide coatings. New investigations, *Metall* 9, p 164-171, 1955.
- [80] T.P. Hoar, G.C. Wood, Sealing of porous anodic oxide films on aluminium, *Electrochimica acta*, 7 (3), p 333-353, 1962.
- [81] T. Plain-Luc et F. Morel, Effect of manufacturing processes on the fatigue strength of components, *Master MAGIS* 2009-2010.
- [82] N.E. Nanninga, High cycle fatigue of AA6082 and AA6063 aluminum extrusions, *Dissertation, Université technologique de Michigan*, 2008.
- [83] A. Scott et S. Huseyin, A computer model for fatigue crack growth from rough surfaces, *International Journal of Fatigue*, 22, p 619-630, 2000.
- [84] K.A. Sigmund, S. Bjorn et W.T. Bard, Surface roughness characterization for fatigue life predictions using finite element analysis, *International Journal of Fatigue*, 30, p 2200-2209, 2008.
- [85] M. Suraratchai, J. Limido, C. Mabru et R. Chieragatti, Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy, *International Journal of Fatigue*, 30, p 2119-2126, 2008.
- [86] M. Smaga et D. Eifler, Effect of residual stress and surface roughness on the fatigue behaviour of aluminium matrix composites, *Journal of Physics, Conference Series* 240, 2010.
- [87] M. Shahzad, M. Chaussumier, R. Chieragatti, C. Mabru et F. Rezaï-Aria, Effect of sealed anodic film on fatigue performance of 2214-T6 aluminium alloy, *Surface and Coatings Technology*, 206 (11-12), p 2733-2739, 2011.

REFERENCES

- [88] J.C. de Lacerda, G.D. Martins, V.T. Signoretti et R.L.P. Teixeira, Evolution of the surface roughness of a low carbon steel subjected to fatigue, *International Journal of Fatigue*, 102, p 143-148, 2017.
- [89] F. Abroug, E. Pessard, G. Germain et F. Morel, A probabilistic approach to study the effect of machined surface states on HCF behavior of a AA7050 alloy, *International Journal of Fatigue*, 116, p 473-489, 2018.
- [90] B. Vayssette, N. Saintier, C. Brugger, M. El May et E. Pessard, Numerical modelling of surface roughness effect on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V obtained by additive manufacturing, *International Journal of Fatigue*, 123, p 180-195, 2019.
- [91] J.J. Wang, Z.X. Wen, X.H. Zhang, Y.C. Zhao et Z.F. Yue, Effect mechanism and equivalent model of surface roughness on fatigue behavior of nickel-based single crystal superalloy, *International Journal of Fatigue*, 125, p 101-111, 2019.
- [92] W. N. Findley, A theory for the effect of mean stress on fatigue of metals under combined torsion and axial load or bending, Technical report, Engineering Materials research Laboratory, Division of Engineering, 1958.
- [93] A. Nieslony et M. Böhn, Mean stress effect correction using constant stress ratio $S-N$ curves, *International Journal of Fatigue*, 52, p 49-56, 2013.
- [94] L. Susmel, R. Tovo et P. Lazzarin, The mean stress effect on the high-cycle fatigue strength from a multiaxial fatigue point of view, *International Journal of Fatigue*, 27, p 928-943, 2005.
- [95] H. Gadouini, Y. Nadot et C. Rebours, Influence of mean stress on the multiaxial fatigue behaviour of defective materials, *International Journal of Fatigue*, 30, p 1623-1633, 2008.
- [96] L. Pallarés-Santasmartas, J. Albizuri, A. Avilés, N. Saintier, J. Merzeau, Influence of mean shear stress on the torsional fatigue behaviour of 34CrNiMo6 steel, *International Journal of Fatigue* 113, p 54-68, 2018.
- [97] I.V. Papadopoulos, P. Davoli, C. Gorla, M. Filippini et A. Bernasconi, A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals, *International Journal of Fatigue*, 19, p 219-235, 1997.

REFERENCES

- [98] J. Zhang, Q. Xiao, X. Shi et B. Fei, Effect of mean shear stress on torsion fatigue failure behavior of 2A12-T4 aluminum alloy, *International Journal of Fatigue*, 67, p 173-182, 2014.
- [99] K. Kluger et T. Lagoda, Fatigu life estimation for selected materials in multiaxial stress states with mean stress, *Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 54 (2), p 385-396, 2016.
- [100] S. Xinhong, Z. Jianyu, X. Qingshan et F. Binjun, Multi-axial High-cycle Fatigue Failure Behavior of 2A12-T4 Aluminum Alloy under Torsion Loading, *International Journal of Fatigue*, 33(8), p 1066-1074, 2011.
- [101] W. Ruch et V. Gerold, The influence of microstructure on fatigue crack initiation and fatigue crack propagation in Al–Mg–Si alloys. In: *Proceedings of the 4th E.C.F Conference*, Leoben, p 383-390, 1982.
- [102] C. Froustey et J.L. Lataillade, Influence of the microstructure of aluminium alloys on their residual impact properties after a fatigue loading program. *Materials Science and Engineering A*, 500 (1-2), p 155-163, 2009.
- [103] S. Singh et D.B. Goel, Influence of thermomechanical aging on fatigue behavior of 2014 Al-alloy, *Bulletin of Materials Science*, 28(2), p 91-96, 2005.
- [104] M. Mehdizade, M. Soltanieh et A.R. Eivani, Investigation of anodizing time and pulse voltage modes on the corrosion behavior of nanostructured anodic layer in commercial pure aluminum, *Surface and Coatings Technology*, 358, p 741-752, 2019.
- [105] A.S. Darmawan, T.W.B. Riyadi, A. Hamid, B.W. Febriantoko et B.S. Putra, Corrosion Resistance Improvement of Aluminum under Anodizing Process, *AIP Conference Proceedings* 1977, 020006, 2018.
- [106] J. Lu, G. Wei, Y. Yu, C. Guo et L. Jiang, Aluminum alloy AA2024 anodized from the mixed acid system with enhanced mechanical properties, *Surfaces and Interfaces*, 13, p 46-50, 2018.
- [107] S. Khalifeh et T.D Burleigh, Effect of Anodizing Parameters on Corrosion Resistance of Coated Purified Magnesium, *arXiv*: 1706.09547, 2017.

REFERENCES

- [108] S.K. Kudari et C. M. Sharanaprabhu, The effect of anodizing process parameters on the fatigue life of 2024-T-351 aluminium alloy, *Fatigue of Aircraft Structures*, 2017 (9), p 109-115, 2018.
- [109] X. Zhao, G. Wei, Y. Yu, Y. Guo et A. Zhang, An analysis of mechanical properties of anodized aluminum film at high stress, *Surface Review and Letters*, 22 (1), 1550002, 2015.
- [110] B.R. Crawford, Effect of Anodising on the Fatigue Properties of Aluminium Alloys, Technical report, Air Vehicles Division Defence Science and Technology Organisation, 2013.
- [111] B. Nie, Z. Zhang, Z. Zhao et Q. Zhong, Effect of anodizing treatment on the very high cycle fatigue behavior of 2A12-T4 aluminum alloy, *Materials and Design*, 50, p 1005-1010, 2013.
- [112] M. Shahzad, M. Chaussimier, R. Chieragatti, C. Mabru et F. Rezai-Aria, Influence of Anodizing Process on Fatigue Life of Machined Aluminium Alloy, *Procedia Engineering* 2, p 1015-1024, 2010.
- [113] B.Lonyuk, I. Apachitei et J. Duszczuk, The effect of oxide coatings on fatigue properties of 7475-T6 aluminium alloy, *Surface and Coatings Technology*, 201 (21), p 8688-8694, 2007.
- [114] R. Sadeler, Effect of a commercial hard anodizing on the fatigue property of a 2014-T6 aluminium alloy, *Journal of Materials Science*, 41 (18), p 5803-5809, 2006.
- [115] E. Cirik et K. Genel, Effect of anodic oxidation on fatigue performance of 7075-T6 alloy, *Surface & Coatings Technology*, 202, p 5190–5201, 2008.
- [116] C. Fares, L. Hemmouche, M.A. Belouchrani, A. Amrouche, D. Chicot et E.S. Puchi-Cabrera, Coupled effects of substrate microstructure and sulphuric acid anodizing on fatigue life of a 2017A aluminum alloy, *Materials and Design*, 86, p 723-734, 2015.
- [117] K. Shiozawa, H. Kobayashi, M. Terada et A. Matsui, Effect of anodized coatings on fatigue strength in aluminum alloy, *Japan Society of Mechanical Engineers A*, 66 (652), p 2170-2175, 2000.
- [118] R.K. Neerukatti, S. Datta, A. Chattopadhyay, N. Iyyer et N. Phan, Fatigue crack propagation under in-phase and out-of-phase biaxial loading, *Fatigue Fracture Engineering Mater Struct*, p 1-13, 2017.

REFERENCES

- [119] Y-j. Chen, X-c. Wang, F-s. Wang et B. Liu, Fatigue Behavior of 2A12 Aluminum Alloy Under Multiaxial Loading, *Journal of Material Engineering*, Vol. 45, No.8, 68-75, 2017.
- [120] M. Uhríček, P. Kopas, P. Palček and L. Hurtalová, Determine the fatigue lifetime for aluminium alloy EN AW 2007.T3 during cyclic bending-torsion loading under in-and-out of phase shift $\varphi = 0^\circ$ and $\varphi = 90^\circ$ using selected fatigue criteria, *Scient Proceed XIII Inter Congr "Machines. Technologies. Materials"*, 2016.
- [121] J. Zhang, X. Shi, R. Bao et B. Fei, Tension–torsion high-cycle fatigue failure analysis of 2A12-T4 aluminum alloy with different stress ratios, *International Journal of Fatigue*, 33, 1066-1074, 2011.
- [122] T. Lagoda et P. Ogonowski, Fatigue life of AlCu4Mg1 aluminium alloy under constant-amplitude in- and out-of-phase bending with torsion, *Proced. of the 7th Inter Conf on Biax/Multiax Fatigue and Fracture*, DVM, Berlin, p 197-202, 2004.
- [123] D. Socie et G. Marquis, *Multiaxial Fatigue*; Society of Automotive Engineers: Warrendale, PA, USA, 1999.
- [124] Z. Engin et D. Coker, Comparaison of Equivalent Stress Methods with Critical Plane Approaches for Multiaxial High Cycle Fatigue Assessment, *Procedia Structural Integrity*, 5, p 1229-1236, 2017.
- [125] P. Barros, J.L. Alves, M.Oliveira et L.F. Menezes, Tension-compression asymmetry modelling: strategies for anisotropy parameters identification, *MATEC Web of Conferences* 80, 05002, 2016.
- [126] F. Moayyedean et M. Kadkhodayan, Combination of Modified Yld2000-2d and Yld2000-2d in Anisotropic Pressure Dependent Sheet Metals, *Latin American Journal of Solids and Structures*, 12 (1), p 92-114, 2015.
- [127] R. Guerchais, Influence d'accidents géométriques et du mode de chargement sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier inoxydable austénitique, *Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech-Centre d'Angers*, 2014.
- [128] I. Koutiri, D. Bellett, F. Morel, L. Augustins et J. Adrien, High cycle fatigue damage mechanisms in cast aluminium subject to complex loads, *International Journal of Fatigue*, 47, p 44-57, 2013.

REFERENCES

- [129] T. Billaudeau, Y. Nadot et G. Bezine, Multiaxial fatigue limit for defective materials: mechanisms and experiments, *Acta Materialia*, 52, p 3911-3920, 2004.
- [130] A. Nasr, W. Hassine et CH. Bouraoui, Fatigue limit assessment for defective materials based on affected depth, *Metallurgical Research & Technology*. 114, 505, 2017.
- [131] L. Kun, I. Dumitru, D. Achiriloaiei et K.N. Kun, Influence of Phase Shift and Amplitude Ratio on the Principal Stresses and Directions in Multiaxial Fatigue Testing, *Advanced Materials Research*, 1111, p 103-109, 2015.
- [132] J.A. Araujo, A.P. Dantas, F.C. Castro, E.N. Mamiya et J.L.A. Ferreira, On the characterization of the critical plane with a simple and fast alternative measure of the shear stress amplitude in multiaxial fatigue, *International Journal of Fatigue*, 33, p 1092-1100, 2011.
- [133] A. Karolczuk et E. Macha, Selection of the critical plane orientation in two-parameter multiaxial fatigue failure criterion under combined bending and torsion, *Engineering Fracture Mechanics*, 73, p 389-403, 2008.
- [134] A. Fatemi, Multiaxial stresses, Chapter 10, *Multiaxial Fatigue*, University of Toledo.
- [135] D. Socie, Multiaxial Fatigue Damage Models, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol 109, p 293-298, 1987.
- [136] F. Morel, A Fatigue Life Prediction Method Based on a Mesoscopic Approach in Constant Amplitude Multiaxial Loading, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 21, p 241-256, 1998.
- [137] K. Dang Van, B. Griveau et O. Message, On a new multiaxial fatigue limit criterion : theory and application, *Biaxial and Multiaxial Fatigue*, EGP Publication 3, p 479-496, 1982.
- [138] H.N.T. Thu, Effet des hétérogénéités microstructurales sur le comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles : application à l'usinage assisté laser, Thèse de doctorat, ENSAM paris, 2008.
- [139] W.N. Findley. A theory for the effect of mean stress on fatigue of metals under combined torsion and axial load or bending. *Journal of Engineering for Industry*, p 301-306, November 1959.

REFERENCES

- [140] A. Bolchoun¹, J. Wiebesiek, H. Kaufmann et C. M. Sonsino, Application of Stress-Based Multiaxial Fatigue Criteria for Proportional and Non-proportional Variable Amplitude Loadings for Laserbeam-Welded Thin Aluminium Joints, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 73, p 9-16, 2014.
- [141] E. Macha, Generalization of Fatigue Fracture Criteria for Multiaxial Sinusoidal Loadings in the Range of Random Loadings, *Biaxial and Multiaxial Fatigue*, EGF3, Mechanical Engineering Publications, p 425-436, 1989.