

MINISTERE DE LA DEFENSE NATIONALE
ECOLE MILITAIRE POLYTECHNIQUE



MÉMOIRE
Présenté pour l'obtention du diplôme de
MAGISTER

Filière :
Ingénierie des Systèmes Mécaniques

Option :
Mécanique des Matériaux

Par: M. Mohamed Farid BENLAMNOUAR
Ingénieur d'Etat en Génie Mécanique, option Sciences des Matériaux, de l'USTHB(Alger)

CONTRIBUTION A L'AMELIORATION DU
COMPORTEMENT EN FATIGUE D'UN
ALLIAGE D'ALUMINIUM ANODISE

Soutenu publiquement le 15 / 03/ 2010 devant le jury composé de :

Président : M.OUCHENE M.

Directeur de Recherches / CSC Chéraga

Examineurs :

M. LARIBI M.

Professeur / ENP El-Harrach

M. ABERKANE M.

Maître de Conférences / Uni.Tizi Ouzou

M. MERATI A.

Chargé de cours / EMP

Rapporteur :

M. BELOUCHRANI M.A.

Maître de Conférences / BRD/EM-ANP

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERAL	1
----------------------------	---

CHAPITRE I

Les alliages d'aluminium et leur anodisation

I.1. INTRODUCTION	3
I.2. GENERALITES	3
I.2.1. Classification générale des alliages d'aluminium	3
I.2.1.1. Les éléments d'addition	4
I.2.1.2. Les impuretés.....	4
I.2.1.3. Les alliages Corroyés ou alliages de Fonderie	4
I.2.1.3.1. les alliages à durcissement par écrouissage	5
I.2.1.3.2. Les alliages à durcissement structural	5
I.2.2 Les traitements appliqués pour les alliages d'aluminium	5
I.2.2.1. Les traitements thermomécaniques aux alliages à durcissement par écrouissage	5
I.2.2.2. Les traitements de trempe structurale aux alliages à durcissement structural	6
I.2.3. Généralités sur les alliages d'aluminium de la série 2000.....	6
I.2.3.1. Caractéristiques de l'alliage 2017A ou AU4G	8
I.3. L'ANODISATION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM	9
I.3.1. Principe de l'anodisation de l'aluminium.....	9
I.3.2. Procédé d'anodisation.....	10
I.3.2.1. Anodisation de type barrière.....	11
I.3.2.2. Anodisation de type poreux	11
I.3.3. Anodisation sulfurique.....	12
I.3.4. Aspect et paramètres de l'anodisation.....	13
I.3.4.1. La concentration de l'électrolyte	13
I.3.4.2. La température	13
I.3.4.3. La densité de courant	13
I.3.4.4. La durée de l'anodisation.....	13
I.3.4.5. La nature de l'alliage	14
I.3.5. Opérations annexes au procédé d'anodisation.....	14
I.3.5.1. Préparation de surface avant anodisation	14
I.3.5.1.1 Dégraissage.....	15
I.3.5.2.2. Décapage.....	15
I.3.5.2.3 Colmatage	15
I.4. CONCLUSION.....	16

CHAPITRE II**LA TENUE EN FATIGUE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM**

II.1. INTRODUCTION.....	17
II.2. DEFINITION DE LA FATIGUE MECANIQUE.....	17
II.2.1. Phase d'amorçage.....	17
II.2.2. Phase de propagation.....	17
II.2.3. Phase de rupture	17
II.3. SOURCES D'AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUE	18
II.3.1. Le glissement cyclique irréversible.....	18
II.3.2. L'amorçage à partir de micro-hétérogénéités de la microstructure.....	18
II.3.3. L'amorçage en fond d'entaille	18
II.4. LES ESSAIS CYCLIQUES	19
II.4.1. Objet des essais de fatigue.....	20
II.4.2. Eprouvette d'essai.	20
II.4.3. Classification des modes de sollicitation.....	21
II.4.4. Présentation pratique des essais de fatigue.....	22
II.4.4.1. Courbes de Wöhler, courbes S-N	22
II.4.4.2. Domaine de fatigue oligocyclique.....	24
II.4.4.3. Domaine de fatigue à grand nombre de cycles.....	26
II.4.4.4. Propagation de fissure	26
II.4.4.4.1 Loi de Paris.....	27
II.4.4.4.2. Ténacité.....	28
II.4.4.4.3. Seuil de non-propagation.....	28
II.5. PARAMETRES D'INFLUENCE SUR LA DUREE DE VIE EN DE FATIGUE.....	29
II.5.1. Influence de la nature de la sollicitation.....	29
II.5.2. Influence de la contrainte moyenne.....	29
II.5.3. Influence d'effet d'entaille.....	30
II.5.4. Influence de l'état de surface.....	30
II.6. COMPORTEMENT GENERAL EN FATIGUE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM.....	30
II.7. CONCLUSION	35

CHAPITRE III

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

III.1. INTRODUCTION	36
III.2. PROCEDURE EXPERIMENTALE.....	36
III.2.1. Composition chimique	36
III.2.2. Eprouvettes utilisées	36
III.2.3. Traitements thermiques.....	37
III.2.4. Anodisation sulfurique	38
III.2.4.1. Dégraissage	38
III.2.4.2. Décapage	38
III.2.4.3. Le traitement d'anodisation	39
III.3. CARACTERISATIONS DES COUCHES ANODIQUES.....	40
III.3.1. Caractérisation métallographique.	40
III.3.1.1. Microscopie Optique M.O.	40
III.3.1.2. Microscopie Electronique à Balayage M.E.B.	40
III.3.2. Caractérisation électrochimique.....	41
III.3.2.1. Préparation des échantillons.....	41
III.3.2.2. Mesures du potentiel d'abandon.....	41
III.3.2.3. Mesures d'impédance	42
III.3.3. Caractérisation mécanique	42
III.3.3.1. Microdureté Vickers	42
III.3.3.2. Essai de traction	43
III.3.3.2.1. Description générale d'une machine de traction	44
III.3.3.3. Caractérisation thermographique	45
III.3.3.4. Caractérisation par l'extensométrie	46
III.4. ESSAI DE FATIGUE	47
III.4.1 Machine d'essai	48
III.4.2. Les capteurs de force.....	48
III.4.3. Les capteurs de déplacement.....	48
III.4.4. Système de fixation.....	49
III.5. CONCLUSION.....	50

CHAPITRE IV

RESULTATS ET DISCUSSIONS

IV.1. INTRODUCTION	51
IV.2. OPTIMISATIONS DES PARAMETRES DU BAIN D'ANODISATION	
IV.2.1. Optimisation du temps d'anodisation	51
IV.3. MICROSTRUCTURE	53
IV.4. MICRODURETE.....	55
IV.5.ESSAIS DE TRACTION.....	57
IV.5.1. Modes de traction et influence de l'anodisation.....	57
IV.5.2. Influence du traitement thermique	58
IV.6. DESCRIPTION THERMODYNAMIQUE DE L'AMORÇAGE DE LA FISSURE.....	60
IV.7. DISTRIBUTION DES CONTRAINTES A LA POINTE DE LA FISSURE	63
IV.8. ESSAIS DE FATIGUE.....	66
IV.8.1. Courbe force (F) en fonction du nombre de cycle à la rupture (N)	66
IV.8.2. Courbes propagation de fissure (a) en fonction du nombre de cycle (N)	68
IV.8.3. Observations au microscope optique.	71
IV.9. CONCLUSION.....	72
CONCLUSION GENERALE.....	73
ANNEXES	
BIBLIOGRAPHIE	

INTRODUCTION GENERALE

L'impétueuse nécessité de réduire le poids des véhicules en vue de diminuer leur consommation de carburant, ou d'augmenter leur charge utile, conduit la plupart des constructeurs à substituer de plus en plus l'aluminium à d'autres matériaux lourds, notamment à la fonte, l'acier, et les matériaux cuivreux.

Particulièrement, aluminium et aéronautique ont toujours été, et sont encore, étroitement liés. Si l'aéronautique a pu commencer avec les appareils dont les structures étaient en bois, son véritable démarrage ne fut rendu possible que grâce à l'invention en 1908 d'un alliage aluminium- cuivre -magnésium, commercialisé sous le nom de " Duralumin ", aujourd'hui c'est l'alliage 2017A.

La prépondérance de l'aluminium dans l'aéronautique n'a pu être conservée que par une évolution considérable au fil des ans des alliages utilisés. Aujourd'hui encore l'aluminium représente près de 80% de la masse à vide des avions civils modernes (Airbus, Boeing, Tornado,...).

Dans les secteurs d'aviation civile et militaire, une importance majeure est attribuée aux compartiments moteurs qui sont à l'origine de toutes les fonctionnalités assurées par un avion. Les systèmes de transmission de puissance ou boîtiers de transmission de puissance (BTP) font partie de la chaîne assurant cette fonctionnalité. En effet, essentiellement constitués d'engrenages de roues dentées, ces boîtiers assurent principalement la transmission de mouvement depuis les moteurs jusqu'à l'arbre du rotor principal et/ou aux fonctions dites annexes telles que la lubrification et la ventilation. Ces systèmes sont contenus dans des enveloppes étanches appelées carters. Ces derniers, constituent un support où viennent se loger les systèmes de guidage en rotation (Roulements, paliers), axes de roues dentées, arbres et rondelles d'étanchéité.

Dans ce domaine d'application, les systèmes de fixation ainsi que les forts mouvements vibratoires enregistrés sur les cycles de vols sont souvent à l'origine des dégradations mécaniques enregistrées sur les avions.

Les soucis majeurs des concepteurs en aéronautique sont l'allégement et l'amélioration de la fiabilité et de la sécurité de leurs appareils. Pendant très longtemps, leurs exigences dans le domaine des matériaux ont concerné surtout les propriétés statiques : limite élastique, charge de rupture, allongement à la rupture. À partir de 1950, les exigences portent sur la résistance à la fatigue, la corrosion sous contrainte et dans le cas de supersonique Concorde, le comportement à chaud.

Aujourd'hui les industries aéronautiques et automobiles ont besoin des alliages légers (alliage d'aluminium) qui allient à la fois une rigidité, une résistance à la fatigue, une ténacité élevée et bien sur une bonne tenue vis-à-vis de la corrosion.

Ce travail contribue à l'analyse de l'influence de l'anodisation sur le comportement d'un alliage d'aluminium de nuance 2017A sollicité sous chargement cyclique.

Le but de notre travail est d'identifier les effets apportés par l'anodisation sulfurique sous sollicitation cyclique dans les structures dans un alliage spécifique à l'application aéronautique où le phénomène essentiel est reconnu pour tenir compte de la problématique énoncée :

- La sollicitation cyclique des pièces anodisée, sous l'effet du chargement cyclique, peut engendrer un phénomène de fatigue, et conduire à l'amorçage précoce de fissures qui est probablement très rapide par rapport les pièces similaires non anodisées.

Selon cette analyse, l'étude expérimentale se divisera en deux grandes parties. Dans la première, des essais électrochimiques seront très importants pour assurer, optimiser et déposer la couche d'anodisation sulfurique sur des éprouvettes CT. Ceci nous conduira à envisager la microdureté du composant film-substrat.

Le deuxième thème de recherche abordé au cours de ce travail traitera de la propagation de fissures en présence de concentration de contraintes, pour cela ; des essais de traction sont pratiqués sur les mêmes éprouvettes de l'étape précédente. L'étude déterminera, d'une part, la mise en évidence de la forte influence l'anodisation, les traitements thermiques de 2017A et la géométrie des éprouvettes CT sur les charges appliquées en traction et le développement de la fissuration. D'autre part, on fera suivre la propagation des fissures par les essais fatigue et d'établir la Courbe force cyclique (F) en fonction du nombre de cycle à la rupture (N).

Le manuscrit adopte une organisation linéaire. Le chapitre 1 donne des généralités sur les alliages d'aluminium, leurs classifications, leur traitement thermique et anodique.

Par la suite, le chapitre 2 présente une synthèse bibliographique sur la fatigue et son tenu dans le cas des alliages d'aluminium.

Les techniques expérimentales et leurs principes sont établis dans le chapitre 3.

Enfin, le chapitre 4 est consacré à la présentation des essais mécaniques adoptés pour notre étude et les principaux résultats obtenus avec leurs interprétations.

I.1. INTRODUCTION:

Les traitements de surface des alliages d'aluminium (comme l'anodisation) sont largement employés comme moyen de protection contre la corrosion, mais aussi pour apporter des propriétés de surface spécifiques à certains usages. Il faut les considérer comme une particularité du comportement anodique de l'aluminium, où les conditions opératoires, la nature de l'électrolyte et les caractéristiques des alliages d'aluminium jouent un rôle important sur la qualité, la structure des couches et sur leurs propriétés d'usage.

La mise en œuvre du procédé d'anodisation nécessite une bonne connaissance des caractéristiques des alliages d'aluminium, non seulement leurs propriétés mécanique et leurs constituants, mais également leur état métallurgique avant traitement qui peut conditionner leur comportement ultérieur. De ce fait, un petit aperçu sur les alliages d'aluminium, leurs traitements thermiques, et des paramètres d'anodisation sera très intéressant de l'aborder dans ce chapitre.

I.2. GENERALITES

I.2.1. Classification générale des alliages d'aluminium

L'aluminium pur ne présente que peu d'intérêt, car ses propriétés mécaniques sont médiocres. Afin d'améliorer ces dernières, on est amené à ajouter certains éléments entrant en solution solide ou formant des précipités avec l'aluminium présent. De nombreuses nuances ont donc été développées afin de satisfaire les nombreux domaines d'applications pour ces alliages tels que [1 - 3]:

- Le silicium permet d'obtenir d'excellentes propriétés de fonderie comme une augmentation de la coulabilité et une diminution de la criquabilité. La tenue à l'usure, l'étanchéité des pièces et l'allongement à la rupture sont également améliorés;
- Le magnésium augmente la résistance à la corrosion, aux endommagements, l'allongement à la rupture. A l'opposé les propriétés de fonderie et d'usinabilité sont diminuées ;
- Le cuivre augmente les caractéristiques mécaniques à température ambiante, la tenue à chaud et l'usinabilité. Par contre la tenue à la corrosion est diminuée.

Une classification de ces alliages a été élaborée suivant la nature de l'élément majoritaire ajouté. On distingue les séries: 1xxx, 2xxx, 3xxx, 4xxx, 5xxx, 6xxx, 7xxx et 8xxx. Le tableau I.1 répertorie les différentes séries et les éléments majoritaires correspondant.

Classe	Éléments majoritaires
1xxx	Aluminium pur à 99% minimum
2xxx	Cuivre
3xxx	Manganèse
4xxx	Silicium
5xxx	Magnésium
6xxx	Magnésium - Silicium
7xxx	Zinc - magnésium
8xxx	Divers éléments, par exemple le Lithium

Tableau I.1: Classification générale des alliages d'aluminium [1]

D'autres éléments entrent aussi dans la composition de ces alliages mais avec des proportions moindres, tels que les éléments d'addition et les impuretés:

I.2.1.1. Les éléments d'addition

Ils sont ajoutés en plus faibles quantités (en générale environ 1%) pour améliorer certaines propriétés telles que la finesse des grains, la trempabilité et la soudabilité. Les éléments d'addition classiques sont : Cr, Mn, Ni, Pb, Be.

I.2.1.2. Les impuretés

Le fer et le silicium sont les deux principales impuretés présentes, le rapport Fe/Si est environ de 2 % pour la plupart des alliages d'aluminium.

Cette classification peut être, aussi, établis à partir d'autres critères, en fonction des traitements mécaniques et thermiques appliqués lors de l'élaboration de chacun de ces alliages. On retiendra en particulier les distinctions suivantes:

I.2.1.3. Les alliages Corroyés ou alliages de Fonderie

Les alliages corroyés sont les métaux ayant été travaillés à froid ou à chaud tandis que les alliages de fonderie sont ceux qui servent à la fabrication des pièces moulées. La série 4xxx est un alliage de fonderie alors que les autres classes sont des alliages corroyés. Au sein des alliages corroyés, on distingue [1, 3]:

I.2.1.3.1. les alliages à durcissement par écrouissage ou alliages non trempants:

Les principaux alliages appartenant à cette catégorie sont les alliages des séries 1xxx, 3xxx et 5xxx. Avec ces alliages, le durcissement est obtenu par l'effet combiné des éléments d'addition (durcissement par solution solide) et de l'écrouissage. De plus, en combinant l'effet de durcissement par écrouissage et l'effet d'adoucissement par traitement de restauration ou de recuit, on obtient pour chaque alliage, une plage étendue de dureté allant de plasticité maximale et résistance mécanique minimale, jusqu'à l'état extra dure à résistance maximale mais plasticité minimale.

I.2.1.3.2. Les alliages à durcissement structural ou alliages trempants

Principalement on retrouve la série 2xxx (Al-Cu et Al-Cu-Mg), la série 6xxx (Al-Mg-Si) et la série 7xxx (Al-Zn-Mg et Al-Zn-Mg-Cu). Dont le durcissement provient de traitement de trempe structurale.

I.2.2. Les traitements appliqués pour les alliages d'aluminium

Les différents traitements thermomécaniques appliqués aux alliages à durcissement par écrouissage et les traitements de trempe structurale appliqués aux alliages à durcissement structurale seront détaillés dans cette section [1, 4, 5].

La nomenclature supplémentaire désignant l'alliage après un de ces traitements est : H pour un écrouissage, (O) pour un recuit et (T) pour un traitement thermique.

I.2.2.1. Les traitements thermomécaniques appliqués aux alliages à durcissement par écrouissage

Les alliages non trempants subissent généralement deux traitements successifs:

- Ils sont soumis à un traitement d'écrouissage qui consiste à écrouir le matériau à chaud ou à froid de façon à augmenter sa résistance mécanique. En contre partie, il a pour effet d'augmenter fortement la densité des dislocations. La microstructure présente alors un très grand nombre de défauts. Ainsi, l'état écroui n'est pas stable et un vieillissement naturel a généralement lieu à température ambiante après ce traitement.
- Afin d'accélérer le vieillissement naturel et stabiliser l'état écroui, le matériau est soumis à des traitements d'adoucissement. Il s'agit de traitements de restauration et de recristallisation. Dans ce but, le matériau subit un recuit, il est maintenu à des températures comprises entre

200 et 400°C pendant une durée déterminée. Ces deux paramètres déterminent le niveau de restauration et de recristallisation.

1.2.2.2 Les traitements de trempe structurale appliqués aux alliages à durcissement structural

Les alliages à durcissement structural sont obtenus après un traitement de trempe structurale comprenant les étapes suivantes [1, 4, 5]:

- Une mise en solution, à une température suffisante pour mettre en solution solide le plus grand nombre possible d'éléments durcissants.
- Une trempe ou refroidissement rapide afin de conserver la structure de la solution solide existant à des températures très élevées. La résistance mécanique du matériau est donc très faible.
- Une maturation à température ambiante suit la trempe permettant à la structure d'atteindre un état stable.
- Enfin, un revenu à des températures légèrement élevées est appliqué afin d'accélérer le durcissement de l'alliage.

L'alliage 2017A souvent utilisé dans l'aéronautique est le matériau principal de cette étude. Cet alliage fait partie des alliages d'aluminium à durcissement structural, du fait de la présence du cuivre comme élément d'alliage. Des informations générales concernant ce matériau seront utiles pour la compréhension des évolutions métallurgiques ayant lieu dans ces alliages.

1.2.3. Généralités sur les alliages d'aluminium de la série 2000

La série 2000 dans laquelle le cuivre est l'élément d'addition majeur ; les teneurs en cuivre des alliages de cette série sont comprises entre 1,8 et 6,8 % [6], possède de moins bonnes propriétés de résistance à la corrosion que les séries contenant de plus faibles quantités. Les alliages de ce type sont relativement faciles à traiter thermiquement et ont de bonnes propriétés mécaniques de fait de leur durcissement structural, qui est dû à la précipitation de formes transitoires des composés d'équilibre CuAl_2 et CuMgAl_2 .

De plus, l'addition de silicium et de manganèse, à des teneurs inférieures à 0.8 %, favorise la formation de composés quaternaires qui, par dispersion, améliorent les propriétés de la matrice. Par contre, la présence de fer est souvent nuisible, car, à cause de la formation de Cu_2FeAl_7 , le fer diminue la quantité de cuivre nécessaire au durcissement structural ; cependant, si, en plus du fer, on

ajoute du nickel, il y a formation du composé Al_9FeNi , qui confère à l'alliage une bonne tenue mécanique Jusqu'à 230°C (c'est le cas de l'alliage 2618 utilisé pour la fabrication des moteurs à turbine et des structures d'avions supersoniques). Par ailleurs, ces alliages sont difficilement soudables [7].

Cette série a été utilisée pendant des décennies dans des applications structurales telles que: l'aéronautique, l'aérospatiale, et l'industrie automobile. Les effets électrochimiques sur la corrosion peuvent être plus prononcés sur ce type d'alliage en raison de deux facteurs:

- Grand changement de potentiel dans l'électrode avec les variations de quantité de cuivre en solution solide ;
- Sous certaines conditions, une concentration de solution solide non-homogène.

Toutefois, le fait que la résistance générale à la corrosion décroît avec l'augmentation de cuivre, elle n'est pas attribuable à la solution solide ou à la seconde phase, mais aux cellules galvaniques créées par la formation de particules de cuivre et aux films déposés sur la surface de l'alliage résultant de la corrosion. La corrosion progressant, les ions de fer, qui, initialement vont dans la solution, se plaquent en surface pour former une cathode métallique de cuivre [8].

Ces alliages sont invariablement traités thermiquement et sont soit utilisés pour le vieillissement naturel soit soumis à des traitements thermiques de trempe par précipitation. Une bonne pratique de ces traitements thermiques peut donc minimiser les effets électrochimiques. La proportion de trempe, la température et la durée du vieillissement artificiel peuvent affecter le produit final.

D'un point de vue "fissure", globalement ces alliages sont plus ou moins sensibles à la fissuration : les nuances 2017A, 2014, 2024, 2618A, sont très criquables, la nuance 2219 au contraire est peu sensible à la fissuration [9].

Série	Principaux alliages	Elément d'adition %					Etat	100 200 300 400 500MP				
		Cu	Mg	Si	Mn	Divers		10	20	30	40	50%
2000	2014	4.3	0.5	0.8	0.8		T5					
	2017	4.2	0.7	0.6	0.7		T4 T3					
	2024	4.5	1.5		0.7		T4					
	2618	2.5	1.6	0.2		Fe 1.1 Ni 1.2	T6					

R _{0.2}		R		A%	
------------------	--	---	--	----	--

Tableaux I.2: Caractérisations mécaniques de quelques alliages d'aluminium à durcissement structural de la série 2000 [9]

1.2.3.1. Caractéristiques de l'alliage 2017A ou AU4G

Faisant partie de la famille 2000 (alliage d'aluminium au cuivre à durcissement structural), le 2017A est souvent utilisé dans l'aéronautique pour réaliser des couvercles de carter ou supports usinés dans la masse. Anciennement appelé en France "duralumin" est utilisé pour ces bonnes aptitudes à l'usinage. Cet alliage léger d'aluminium-cuivre-magnésium aux propriétés extraordinaires, découvertes par hasard par l'Allemand Willm en 1908, comprend en moyenne 4% de cuivre, 0,5 % de magnésium et 0,5 % de manganèse (voir tableau I.3). Parfois le Duralumin contient aussi du zinc, ou du nickel, qui agit comme un durcissant. L'extraordinaire de ses propriétés tient au fait que l'alliage, après usinage et trempe, laissé au repos (opération qu'on appelle vieillissement), voit ses propriétés mécaniques complètement transformées, avec une charge de rupture qui a doublé alors que les allongements ont très peu diminué. Il a été prouvé en laboratoire que le vieillissement (environ 48 heures) correspond à un réarrangement des molécules. La trempe du duralumin se fait entre 480°C et 510°C [10].

Le 2017A est un alliage de transformation présentant de faibles niveaux de contraintes résiduelles internes, ce qui permet de réaliser des pièces de précision. Il a subi un traitement thermique T6 (mise en solution puis revenu) ou T3 (mise en solution écroui et mûri), Il possède donc de bonnes caractéristiques mécaniques (Tableau (I.4)).

L'élément	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Ni	Zn
Le pourcentage	4.5	1.0	1	0.8	0.7	0.1	/	0.25

Tableau I.3: Composition chimique de 2017A [9]

Les modules	E (MPa)	ν	Rm(MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	A%
Les valeurs	74000	0.33	390	260	9

Tableau I.4: Propriétés mécaniques de 2017A [9]

Du fait de ses propriétés mécaniques et de sa faible densité, le duralumin joue un grand rôle dans l'industrie aéronautique. Il entre dans la fabrication de toutes les pièces de structure de la carlingue et de l'aile, couples, cadres, rivets, longerons, nervures, revêtement, haubans et mâts (recouvrement aérodynamique), réservoirs, etc.

I.3.L'ANODISATION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM

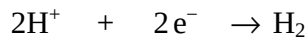
Dans le cas des alliages d'aluminium, généralement les traitements thermiques ne sont pas suffisants pour les utiliser, la mise en œuvre des traitements de surface est un facteur primordial afin d'apporter une bonne protection contre la corrosion, et aussi, pour améliorer les propriétés de surface spécifique à certains usages.

L'anodisation est un traitement de surface basé sur un processus électrochimique. Dans ce traitement, une croissance anodique de la couche est effectuée par conversion d'aluminium en oxyde d'aluminium. Cette opération est appliquée dans des électrolytes comme les acides sulfuriques, chromiques et phosphoriques qui ont un pouvoir dissolvant sur l'aluminium.

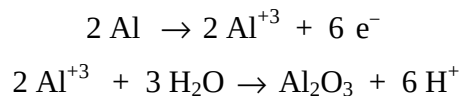
I.3.1. Principe de l'anodisation de l'aluminium

Le principe de l'anodisation est celui de l'électrolyse de l'eau, la solution est rendue conductrice par addition d'un acide, l'aluminium est placé en anode, la cathode est le plomb [11]. Lors du passage du courant, trois réactions se font: une partie de l'aluminium est oxydée et forme un oxyde, une partie de l'aluminium entre en solution et de l'oxygène se forme qui s'échappe sous forme de bulles de gaz. Tandis que la couche d'oxyde se forme, la résistance électrique de la couche augmente ce qui libère de la chaleur.

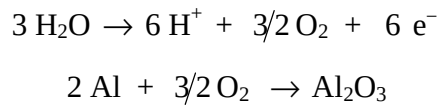
La cathode est le siège de la réaction de réduction



Alors qu'à l'anode, il y a oxydation de l'eau et formation d'une couche d'alumine Al_2O_3 anhydre et isolante. L'aluminium est oxydé en cation Al^{+3} qui réagit avec l'eau pour donner l'oxyde aidé en cela par le dégagement d'oxygène qui se produit lors de l'oxydation de l'eau.



et



La réaction globale peut donc s'écrire :



I.3.2- Procédé d'anodisation

Les procédés standards connus depuis de nombreuses années dépendront donc de l'action plus ou moins dissolvante de l'électrolyte sur l'alumine formée. On doit donc considérer 3 cas [11 - 13]:

- L'électrolyte n'a pas d'action dissolvante sur l'alumine, c'est le cas des solutions d'acide borique, qui produisent une couche de type barrière.
- L'électrolyte a une action dissolvante moyenne, c'est le cas de l'acide sulfurique, la dissolution conduit à la formation de nombreuses piqûres dans la couche barrière permettant ainsi au courant de passer. La structure obtenue est poreuse et orientée.
- L'électrolyte a une action dissolvante élevée, l'alumine peut dans ce cas être dissoute à la même vitesse que celle à laquelle il se forme. L'épaisseur du film est alors très faible, cette action est utilisée pour l'obtention d'un polissage électrolytique.

Selon donc de l'action dissolvante du milieu (l'électrolyte) on distinguera les couches anodiques à caractère barrière ou à caractère poreux.

I.3.2.1. Anodisation de type barrière

Ce procédé n'est réservé qu'à l'aluminium de pureté élevée. L'application industrielle principale de la couche barrière se trouve aujourd'hui dans la fabrication des condensateurs, Cependant, elle peut également être employée à des buts protecteurs. Le type d'électrolytes utilisé ne doit pas avoir une action dissolvante sur l'alumine. Les électrolytes les plus utilisés sont les tartrates d'ammonium, l'acide borique, les carbonates de sodium et les phosphates de sodium. Le caractère barrière de la couche formée tient du fait que celle-ci s'oppose rapidement au passage des électrons, d'où une chute rapide de l'intensité du courant est observée. La couche formée est compacte, exempte de porosités, relativement mince et renferme des anions issus de l'électrolyte [14].

I.3.2.2. Anodisation de type poreux

Dans le cas où l'électrolyte choisi possède une action dissolvante sur le métal ou sur son oxyde, le processus d'évolution de la couche anodique relève d'une compétition entre deux phénomènes [11, 14]:

- L'élaboration de l'oxyde sous l'action du courant électrique ;
- La dissolution chimique de la couche.

La couche barrière prend naissance dès la mise sous tension et croît à partir du métal. L'alumine formée au début de traitement se trouve donc en surface. Cette couche d'alumine qui se forme aux dépens du métal aura tendance à empêcher le passage de courant du fait de son caractère isolant. Elle est très fine de l'ordre de 1nm et très compacte, non poreuse et c'est elle qui détermine en particulier la résistance à la corrosion du dépôt. Sa formation se traduit par un pic initial de courant. Au moment où l'intensité du courant décroît, la dissolution chimique de l'oxyde commence en de nombreux points. Pendant que l'oxyde croît sous l'action du courant, certaines microporosités et irrégularités dues à la dissolution de la couche barrière évoluent vers une structure poreuse.

Au dessus de la couche barrière, on observe, donc, des cellules d'alumine qui se présentent sous forme de prismes hexagonaux chacun suivant son axe principal (pores). Le nombre et le diamètre des pores dépendent de la nature, et de la concentration de l'électrolyte alors que, la dimension des cellules et l'épaisseur du film barrière ne dépendent principalement que de la tension de formation. La couche poreuse détermine les propriétés de résistance à l'abrasion du film, Dans cette couche le diamètre des pores est d'environ 15 nm et leur nombre de l'ordre de 10^9 par cm^2 .

La couche d'alumine obtenue par anodisation est composée d'une partie barrière qui fait l'interface avec le métal et par laquelle transite le courant et d'une partie poreuse. Le procédé d'anodisation de type poreux le plus utilisé est :

I.3.3. Anodisation sulfurique

Le bain est constitué d'une solution aqueuse d'acide sulfurique à une concentration d'environ 200g/l. La densité de courant est comprise entre 1 et 1,5 A/dm², ce qui correspond à une tension d'utilisation de 14 à 20 Volts. La température du bain d'anodisation doit être impérativement maintenue à (20 ± 2) °C [11, 14, 15].

L'épaisseur de la couche d'alumine varie selon les applications :

- Réflecteurs : 2 à 4 µm
- Décorations courantes (automobile, mobilier) : 5 à 8 µm
- Architecture : 15 à 25 µm

Le bain d'anodisation sulfurique peut être employé avec des paramètres tout à fait différents, dans le cas où l'on cherche à obtenir des couches dures et épaisses la solution est alors refroidie à une température pouvant atteindre – 5 °C [16]. La tension à appliquer varie progressivement jusqu'à 80 et 100 volts et la densité maximale est de 3 à 3,5 A/dm². Dans ces conditions d'utilisation, on atteint une épaisseur de couche allant jusqu'à 100 microns avec une dureté d'environ 3 fois de la dureté de la couche traditionnelle.



Figure I.1 : Structure longitudinale tubulaire de la couche d'anodisation poreuse non-colmatée [17]

I.3.4. Aspect et paramètres du procédé d'anodisation

Les différents procédés d'anodisation modifient la structure de la couche dont les propriétés sont affectées : porosité, dureté, épaisseur, caractéristique mécanique, et son aptitude de résistance dans des milieux corrosifs. Cette différence qui peut être considérables sur les propriétés finales des couches d'oxyde obtenues est due à l'influence des paramètres d'anodisation. Les principaux paramètres intervenant dans ce procédé sont : température, nature de l'électrolyte et sa concentration, la densité du courant appliquée, la durée de traitement, l'agitation et la nuance du métal traité [11- 14].

I.3.4.1. La concentration de l'électrolyte

La morphologie des couches obtenues «barrière ou poreuse» est liée à la nature d'électrolyte tandis que, la concentration de ce dernier est proportionnelle à la vitesse d'oxydation. La concentration optimale de l'électrolyte est celle qui offre le meilleur compromis entre la conductivité du bain et la dissolution chimique de l'oxyde. Des concentrations trop élevées conduisent à une attaque excessive de la couche, alors que des concentrations trop basses nécessitent une tension d'anodisation plus importante.

I.3.4.2. La température

Ce facteur est extrêmement important, son action est pratiquement nulle sur la vitesse d'oxydation. Par contre, elle agit de façon exponentielle sur la vitesse de dissolution. Une augmentation de quelques degrés de la température du bain peut conduire à la réattaque de la couche d'oxyde.

I.3.4.3. Densité de courant

La vitesse d'oxydation est proportionnelle à la densité de courant. C'est le paramètre qui conditionne la vitesse d'oxydation. En effet, les pores conduisent les ions jusqu'à la couche barrière et proportionnellement à l'importance du courant. 'De plus les pores par effet Joule sont importants. Ainsi, la densité de courant agit sur la température et favorise indirectement la dissolution.

I.3.4.4. Durée de l'anodisation

Plus le traitement est long, plus la couche d'oxyde est épaisse mais en même temps la vitesse de dissolution tend à s'accroître. Les pores s'allongent et deviennent plus résistant. Ceci conduit à

l'augmentation de la température de la couche et en parallèle sa dissolution. La variation de l'épaisseur en fonction du temps tend alors vers une asymptote car la croissance de la couche devient nulle

I.3.4.5. La nature de l'alliage

Au cours de l'anodisation, les éléments d'addition de l'aluminium réagissent de diverses façons dans la solution sulfurique et au passage du courant. Ils se comporteront selon leurs propriétés physico-chimiques propres. Selon leur composition intermétallique, soit ils sont en solution solide ou encore en hors solution. C'est la raison fondamentale pour laquelle les propriétés des couches anodiques seront affectées selon la constitution des alliages.

Par exemple, Les alliages fortement alliés des séries 2xxx et 7xxx sont plus difficiles à anodiser. Les éléments d'alliage présents permettent difficilement de prévoir les caractéristiques des couches. Avec les alliages de la série 7xxx, on peut obtenir de bons résultats techniques (dureté, épaisseur de couche et résistance à la corrosion). Avec les alliages riches en cuivre comme les 2024, les 2017A, les résultats sont beaucoup moins bons et il faut appliquer des processus spéciaux qui doivent être suivis à la lettre sinon on a certaines parties 'brûlées', en premier lieu les bords acérés. Les alliages avec plus de 5 % Cu sont considérés comme non anodisables. Un autre groupe d'alliages qui posent des problèmes pour le traitement de surface, est formé par les alliages coulés riches en Silicium. Si la teneur en Si est de 1 % ou plus, les pièces deviennent grises et rugueuses. Un troisième groupe d'alliages difficilement ou non anodisable sont les alliages avec plus de 2 % de Pb.

I.3.5. Opérations annexes du procédé d'anodisation

Une bonne anodisation sera en grande partie conditionnée par la préparation de surface et par le colmatage.

I.3.5.1. Préparation de surface

L'anodisation doit être effectuée sur une surface exempte de graisses, d'oxydes ou d'inclusions provenant des opérations précédentes de laminage, de traitements thermiques ou de mise en forme. La qualité du traitement de surface est conditionnée en partie par le soin accordé à la préparation de la surface. Cette préparation comprend généralement les étapes suivantes [18 - 20]:

I.3.5.1.1. Dégraissage

Il s'effectue soit dans des solvants organiques chlorés (trichloroéthylène ou perchloroéthylène), soit dans un milieu contenant des agents détersifs. Dans le premier cas, le dégraissage des pièces des grandes dimensions se fait en phase vapeur, cependant les petites pièces sont directement immergées dans une solution liquide. Le second type de milieux dégraissants est constitué d'agents mouillants qui permet l'enlèvement des graisses et huiles de la surface mais qui doivent être rigoureusement inactif vis-à-vis de l'aluminium.

I.3.5.1.2. Décapage

Cette étape suit généralement le dégraissage. Elle est pratiquée lorsque la surface est oxydée suite au traitement d'élaboration préalable ou à un stockage en présence d'humidité. Le nettoyage de la surface se fait, le plus souvent, chimiquement dans la soude caustique (3 à 10 %) entre 40 et 70 °C. la durée de cette opération dépend de l'état de la pièce traitée.

Après ce décapage et dans le but d'améliorer l'adhérence, il est recommandé d'effectuer une neutralisation sulfochromique à chaud pendant 2 minute [19- 20].

I.3.5.2.3. Le colmatage

Cette opération est très importante dans le cycle d'anodisation car elle donne la résistance dans le temps, la résistance à l'abrasion, la résistance électrique et la résistance à la corrosion [13]. Le colmatage réalise l'obturation des pores formés lors de l'anodisation par transformation de la couche d'alumine anhydre en couche d'alumine monohydratée ou bohémite. La couche obtenue n'est donc plus poreuse.

Le colmatage est effectué par immersion de la pièce dans de l'eau bouillante ou une solution aqueuse de bichromate de potassium 30 mg/l à une température de 98 °C. La température du bain de colmatage doit être soigneusement fixée, En effet un colmatage à une température plus basse peut être incomplet, alors qu'un colmatage à température trop élevée peut provoquer une attaque de la couche d'alumine.

I.4. CONCLUSION

L'anodisation a prouvé son efficacité quant à l'amélioration de la résistance à la corrosion et à l'usure. La morphologie de la couche qui, est directement liée à la nature de l'alliage de base (substrat) et des paramètres d'anodisation (composition du bain, courant, température, ...), est responsable de la modification des propriétés de surface. Cette modification se traduira alors, par une chute des propriétés en fatigue de ces alliages.

Nous exposons dans le deuxième chapitre une étude bibliographique sur la tenue des alliages d'aluminium en fatigue.

II.1. INTRODUCTION

Le calcul en fatigue (au sens large incluant l'amorçage et la propagation de défauts) reste un problème délicat pour les bureaux d'études aéronautiques, en dépit de l'avancement très significatif des connaissances dans le domaine.

Les performances sont limitées dans certains cas par la qualité des modèles (de comportement, d'endommagement, ou numériques) disponibles, mais aussi par la complexité de mise en œuvre, qui conduit à l'utilisation de règles empiriques ou semi-empiriques très dépendantes des essais.

II.2. DEFINITION DE LA FATIGUE MECANIQUE

L'endommagement par fatigue est un phénomène connu depuis le 19^{ème} siècle, observé pour la première fois en 1829 par W. Albert [21] sur des ruptures de convoyeurs de charbons. "Généralement, ce phénomène se produit brutalement, sans announcement précurseur, et la cassure présente deux zones distinctes: une zone lisse, qui est la cassure de fatigue proprement dite, et une zone d'arrachement, à nerf ou à grain, qui correspond à la rupture finale instantanée. Cette rupture peut survenir pour des contraintes appliquées bien inférieures à la charge de rupture statique et même à limite d'élasticité apparente.

On peut découpler l'endommagement par fatigue en trois étapes ou phases (figure II.1):

II.2.1. Une phase d'amorçage :

Qui correspond à l'initiation des premières microfissures au sein du matériau et à leurs croissances difficilement prédictibles dans le volume du matériau.

II.2.2. Une phase de propagation :

Où les microfissures amorcées dans le matériau vont croître de façon stable au fur et à mesure des cycles et en fonction de la charge imposée.

II.2.3. Une phase de rupture

Dans laquelle la ou les fissures ont atteint une taille instable et provoque la rupture de la pièce.

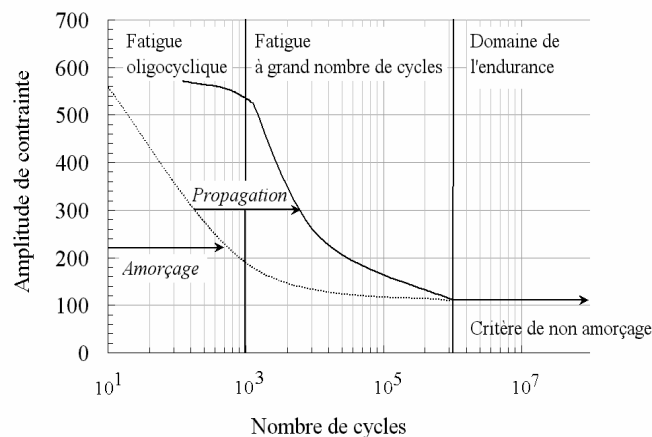


Figure II.1 : Illustration des différentes étapes d'endommagement par fatigue.

II.3. LES SOURCES D'AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUE

L'amorçage dans les matériaux métallique cristallins peut essentiellement naître de trois sources différentes [22] :

II.3.1. Le glissement cyclique irréversible

Le glissement des dislocations dans le grain va provoquer l'apparition de marches à la surface par le mécanisme de création d'une partie intrusion/extrusion. Ces marches sont connues sous le nom de bande de glissement persistante et constituent des microfissures potentielles; on parle alors, de glissement irréversible.

II.3.2. L'amorçage à partir de micro-hétérogénéités de la microstructure

Une microfissure peut alors s'amorcer par accumulation de dislocation sur le défaut, si la cristallographie locale y est favorable.

II.3.3. L'amorçage en à fond d'entaille

Dans une structure réelle, les coins, congés ou trous ne peuvent généralement pas être évités. Le fait que ces particularités géométriques soient des sites préférentiels d'amorçage des fissures de fatigue est connu le nom d'effet d'entaille. Celui-ci est du à la concentration de contrainte comme le rapport entre la contrainte pic σ_{pic} et la contrainte nominale σ_{nom} . Où K_t est un facteur adimensionnel mais peut quand même dépendre des dimensions de la pièce du fait du gradient de contrainte en bord d'entaille, il est connu pour être inversement proportionnel au rayon d'entaille.

$$K_t = \frac{\sigma_{pic}}{\sigma_{nom}}$$

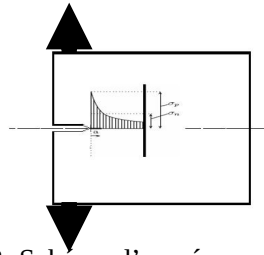


Figure II.2: Schéma d'une éprouvette entaillée

II.4. LES ESSAIS CYCLIQUES

Les essais cycliques sont caractérisés par une suite de sollicitations alternées. Les plus courants sont ceux de traction-compression, mais on utilise également des essais de flexion ou de torsion alternée. L'objectif de ces essais est d'obtenir la loi de comportement "cyclique" du matériau, qui caractérise son évolution au fur et à mesure des cycles de sollicitation. Les essais de traction-compression peuvent être réalisés à déformation ou à contrainte imposée.

Lors des essais cycliques, le matériau rompt au bout d'un certain nombre de cycles. On parle donc couramment des essais de fatigue lorsque la sollicitation est cyclique. La fréquence de sollicitation est ici donnée par le nombre de cycles par seconde. Notons également que les cycles de déformations (ou de contraintes) peuvent être plus ou moins compliqués. Ils peuvent par exemple présenter un plateau (déformation constante), de sorte qu'à chaque cycle, il se produit un phénomène de relaxation des contraintes.

Le nombre de cycles à rupture lors d'un essai de fatigue est un renseignement intéressant. Il pourra en effet être utilisé ultérieurement pour prévoir la durée de vie d'une pièce en service, en fonction de ses sollicitations. La courbe la plus largement utilisée pour représenter la durée de vie des matériaux est la courbe de "Wöhler". L'amplitude de contrainte est donnée en fonction du nombre de cycle à rupture.

L'expérience a montré en effet que, si l'amplitude et le nombre de sollicitations périodiques sont suffisants, il en résulte une rupture par fatigue [23, 24]. Généralement, celle-ci se produit brutalement, sans announcement précurseur, et la cassure présente deux zones distinctes: une zone lisse, qui est la cassure de fatigue proprement dite, sur laquelle on peut observer des lignes d'arrêt successives, et une zone d'arrachement, à nerf ou à grain, qui est la rupture finale instantanée. Cette rupture peut survenir pour des contraintes appliquées bien inférieures à la charge de rupture statique et même à la limite d'élasticité apparente.

Si le terme fatigue a été consacré par l'usage pour désigner la cause de cette défaillance en service, on a appelé endurance l'aptitude à résister à la fatigue.

II.4.1. Objet des essais de fatigue

L'objet des essais de fatigue est de déterminer le comportement d'éprouvettes, de pièces ou d'ensembles mécaniques, sous des sollicitations des contraintes périodique, simulant celles qui se produisent dans la pratique lors des sollicitations de service. Les essais sur pièce ou structures mécanique correspondent généralement à l'un des trois objectifs [25]:

- Vérifier la conformité d'un produit à une norme ou à un cahier des charges;
- Valider ou optimiser un nouveau produit;
- Rechercher des solutions constructives à la suite de l'avarie d'un composant en service.

Dans les trois cas, il s'agit, le plus souvent, de contrôler que la pièce ou la structure peut subir sans fissuration ni rupture un nombre de cycles fixé, d'amplitude de contrainte donnée.

La difficulté de la mise en œuvre des essais correspondant à ces trois cas, concerne:

- Le mode de sollicitation: Point d'application et direction des efforts ou des déplacements.
- Le niveau de l'amplitude de sollicitation qui doit être représentatif des sollicitations rencontrées en service.

II.4.2. Epreuve d'essai

Le choix de l'éprouvette est primordial, il dépend du but recherché (figure II.3):

- La recherche de l'influence de la mise en forme de matériaux lors de fabrication d'un produit nécessite, soit de reproduire, à la surface des éprouvettes, les conditions thermomécanique les plus proches, soit prélever les éprouvettes du produit lui-même, en faisant en sorte de ne pas modifier l'état de surface (rugosité, écrouissage, contraintes résiduelles) induit par les conditions de fabrication [23].
- La connaissance de l'effet d'un traitement de surface appliqué à un composant requiert aussi de traiter les éprouvettes dans des conditions de similitude adaptées. Dans ce cas, en particulier, les dimensions des éprouvettes doivent être telles qu'elles permettent d'obtenir un champ de contraintes résiduelles, comparable à celui du composant réel.
- L'obtention des caractéristiques de résistance à la fatigue du matériau, dans un état microstructurale donné, conduit par contre, à réaliser l'éprouvette dans des conditions les

plus neutres possibles, c'est-à-dire qui n'engendrent pas un état de surface modifiant les propriétés recherchées.

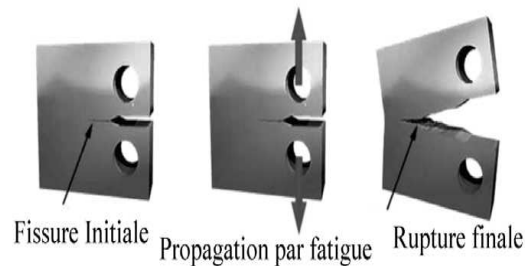


Figure II.3 : une éprouvette CT en essai de fatigue

II.4.3. Classification des modes de sollicitation

Les sollicitations cycliques peuvent être classées selon la nature des efforts sur les pièces ou les éprouvettes [26]. On distingue ainsi :

- Les essais de flexion plane où toutes les fibres à la même distance de la fibre neutre sont simultanément dans le même état de traction ou de compression.
- Les essais de flexion rotative où toutes les fibres (sauf la fibre neutre) sont successivement tendues puis comprimées, la valeur de la contrainte exercée sur chaque fibre varie linéairement, dans le domaine d'élasticité, avec sa distance à la surface où la fibre externe supporte la contrainte maximale.
- Les essais sous efforts axiaux, traction ou compression, où, en l'absence de discontinuité géométrique; la contrainte est constante dans toutes les sections droites
- les essais de torsion.
- les essais sous contrainte combinées, statiques et dynamique, torsion et flexion, tension et torsion, etc.

Des machines d'essais de types différents permettent d'effectuer ces divers essais: tel que: les machines de flexion, de flexion rotative, de torsions pulsateur, etc.

II.4.4. Présentation pratique des essais de fatigue

Il existe plusieurs méthodes pour présenter les résultats des essais de fatigue. Nous en développerons la méthode la plus riche en renseignement et qui nous seront amené à l'utiliser dans notre étude.

II.4.4.1. Courbes de Wöhler, courbes S-N

Cette courbe appelée courbe S-N (Stress-Number of cycles) est la plus ancienne et la seule qui permette de visualiser la tenue du matériau dans tous les domaines de fatigue. Chaque pièce est soumise à des cycles d'efforts périodiques; N_R est le nombre de cycles au bout duquel la rupture se produit. Sur une échelle linéaire la contrainte est reportée en ordonnée et le nombre N_R est reporté sur une échelle logarithmique (Figure II.4).

Pour tracer cette courbe, on réalise des essais de fatigue conventionnels qui consistent à soumettre une éprouvette de traction-compression ou de flexion à des cycles de contrainte. La sollicitation de fatigue est caractérisée par l'amplitude de contrainte du cycle de fatigue ($\Delta\sigma$) et par le rapport de charge $\left(R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)$ (figure II. 5). On mesure le nombre de cycles à rupture N pour chaque type de sollicitation ($\Delta\sigma$, R). On trace alors, les courbes dites S-N qui donnent la demi-amplitude de contrainte $\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2}$ en fonction du nombre de cycles à rupture N pour un rapport de charge donné.

Les courbes dites de Wöhler, donnent le nombre de cycles à rupture en fonction de l'amplitude $\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2}$ de contrainte, pour un rapport de charge $R = -1$.

La première observation que l'on peut faire sur une courbe de Wöhler, est que les durées de vie en fatigue pour une amplitude de contrainte donnée sont distribuées statistiquement. L'origine principale de cette variabilité des durées de vie est l'existence de défauts dans le matériau qui conduisent à l'amorçage et la propagation de fissures. Leurs tailles, formes et positions étant variables, la durée de vie de la pièce est aussi variable. Aussi, un dimensionnement, à partir des courbes de Wöhler, prévoit-il une durée de vie N avec une probabilité de rupture associée $P(N)$. La dispersion des durées de vie augmente lorsque la durée de vie moyenne augmente. Ceci limite l'applicabilité des courbes de Wöhler pour le dimensionnement des organes de sécurité des structures.

Pour les autres composants, il est important de bien maîtriser l'origine de la variabilité des durées de vie pour prévoir le risque de rupture du composant, associé à la durée de vie calculée, à partir des données collectées sur éprouvettes.

On distingue trois domaines sur une courbe de Wöhler, le domaine de la fatigue oligocyclique (ou fatigue plastique), le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles et le domaine de l'endurance.

La durée de vie la plus courte possible sur la courbe de Wöhler est égale à $\frac{1}{4}$ de cycle et est obtenue lorsque la contrainte appliquée est la contrainte maximale du matériau. Lorsque les contraintes appliquées diminuent, le matériau est sollicité en plasticité et peut endurer un nombre de cycles de fatigue qui dépend de l'amplitude de la déformation plastique qui lui est imposée à chaque cycle. Dans ce régime, dit de la fatigue oligocyclique, la durée de vie en fatigue est fortement dépendante du comportement plastique cyclique du matériau.

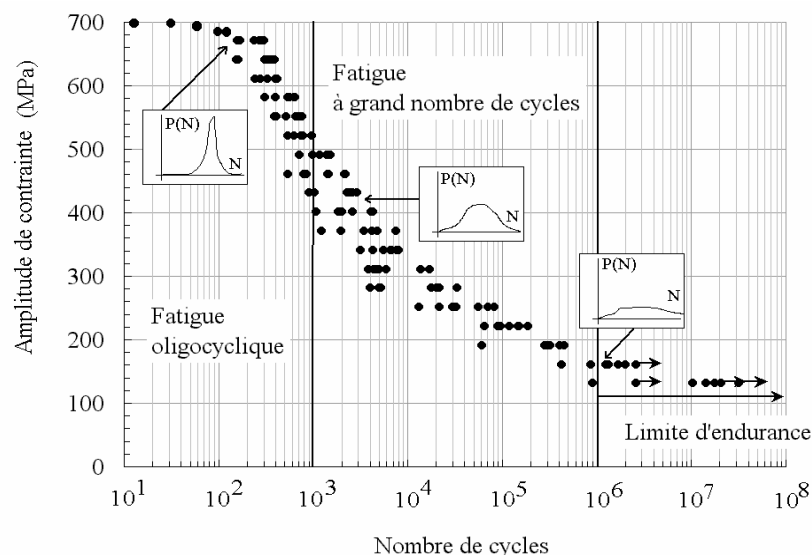


Figure II.4: Courbes S-N ou Courbes de Wöhler

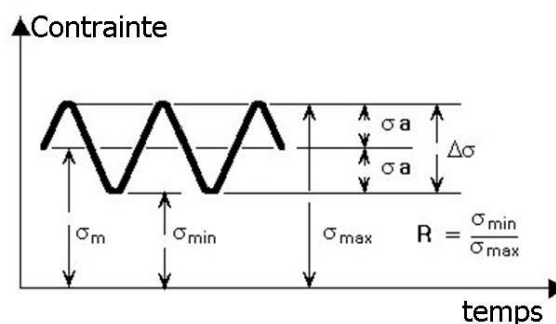


Figure II.5: Une sollicitation de fatigue

Lorsque le matériau est sollicité dans son domaine d'élasticité macroscopique, c'est-à-dire dans le régime de la fatigue à grand nombre de cycles, la rupture provient de l'amorçage de fissures et de leur propagation par fatigue jusqu'à la rupture. Plus le niveau de contrainte est faible, plus la part de la phase d'amorçage dans la durée de vie augmente. Comme cette phase d'amorçage présente une grande variabilité, elle n'est pas prise en compte pour le dimensionnement de la durée de vie des organes de sécurité des structures. Surtout si leur durée de vie doit être grande. Le dimensionnement est alors principalement fondé sur la prévision de la propagation des fissures de fatigue (mécanique de la rupture).

Dans le domaine de l'endurance, une asymptote apparaît sur la courbe S-N (mais ce n'est pas toujours vrai), ce qui signifie que la rupture ne se produit pas même au bout d'un nombre de cycles «infini», soit parce qu'aucun défaut ne s'est amorcé, soit parce que les fissures cessent de se propager. Les critères habituellement employés pour dimensionner les structures dans le domaine de l'endurance, sont des critères de non-amorçage de fissures.

II.4.4.2. Domaine de fatigue oligocyclique :

On parle de "fatigue oligocyclique" lorsque la durée de vie N_R résultant de l'application d'une sollicitation cyclique est inférieure à 10^5 cycles. Pour la plupart des matériaux métalliques, une telle durée de vie correspond à un niveau de sollicitation supérieure à la limite d'élasticité du matériau testé. Le matériau sollicité cycliquement subit alors, à chaque cycle, une déformation plastique dans la masse, et c'est le cumul des déformations plastiques, successivement en traction et en compression, qui conduit à l'endommagement progressif. C'est pourquoi on utilise couramment l'appellation "fatigue plastique oligocyclique"

L'endommagement par fatigue plastique oligocyclique rentre essentiellement dans les structures conçues en matériaux à faible limite d'élasticité et dans les structures sollicitées à haute température (structures aéronautiques en alliages légers).

Dans ces structures, la sollicitation en fatigue plastique oligocyclique concerne plus particulièrement des zones de concentration de contraintes, où il existe une zone plastifiée cycliquement au fond d'entaille. Celle-ci reste, toutefois, bien souvent confinée dans un milieu environnement élastique. L'étude du comportement et la résistance à la fatigue de telle structure peut être approchée de deux façons ; les essais, la plupart du temps uniaxiaux et de traction/compression, sont réalisés, soit sur des éprouvettes entaillées sollicitées sous contrainte imposée, soit sur des

éprouvettes lisses sollicitées sous des déformations imposées. On définit alors trois types d'essais de fatigue plastique [26-27]

- La fatigue plastique oligocyclique à température constante;
- La fatigue thermique, durant laquelle la structure n'est soumise à aucun effort extérieur, les contraintes et déformation résultant alors, des conditions de bridage de la zone fatigue;
- la fatigue thermomécanique, durant laquelle à la fois la température et les contraintes dans la structure varient cycliquement, en phase, hors phase ou de façon beaucoup plus complexe, [27], [28], [29]

Dans le domaine de la fatigue oligocyclique, on distingue encore trois comportements pour le matériau lorsqu'on applique des cycles de traction-compression à force imposée sur une éprouvette, l'adaptation, l'accommodation et le rochet.

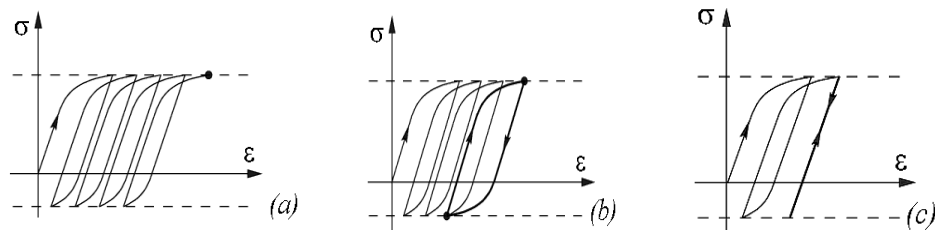


Figure II.6 : Illustration des phénomènes : (a) de rochet, (b) d'accommodation et (c) d'adaptation

[27]

Si lorsqu'on applique des cycles de contrainte à une éprouvette la déformation plastique de l'éprouvette augmente progressivement à chaque cycle, on parle alors d'effet rochet (Figure II.6 (a)). Le critère de rupture est généralement de comparer la déformation de rochet à la déformation plastique répartie maximale admissible par le matériau.

Si au contraire les cycles se stabilisent, on parle alors d'accommodation (Figure II.6 (b)). On peut dans ce cas relier le nombre de cycles à rupture à la demi-amplitude de la déformation plastique à chaque cycle. On observe que les résultats expérimentaux s'alignent sur une droite dans un diagramme bi-logarithmique, ainsi on peut généralement écrire la loi dite de Manson–Coffin dans le régime de fatigue oligocyclique :

$$N_R = A(\Delta\epsilon_p)^n$$

Si enfin au bout de quelques cycles, du fait de l'écrouissage, le comportement du matériau devient élastique, on parle alors d'adaptation (Figure II.6 (c)). Dans ce cas on se retrouve alors, dans le régime de la fatigue à grand nombre de cycles.

II.4.4.3. Domaine de fatigue à grand nombre de cycles

Lorsque le nombre de cycles à rupture augmente, la part de la phase d'amorçage dans la durée de vie augmente et de fait la dispersion des durées de vie en fatigue pour une même amplitude de contrainte augmente aussi.

Si on cherche à dimensionner des composants de sécurité pour lesquels la probabilité de rupture tolérée doit être infime (par exemple 1 pour dix millions voir moins), le nombre d'essais de fatigue conventionnel à réaliser devient considérable, et leur durée est d'autant plus longue que la durée de vie est grande. Ainsi il devient prohibitif de caractériser les niveaux de contraintes à rupture pour des durées de vie importantes (quelques 100.000 cycles) avec une probabilité de rupture très faible.

On fait alors une hypothèse conservatrice, on suppose qu'il existe un défaut dans le matériau dont la dimension est égale au seuil de résolution du moyen de contrôle employé. Ensuite on cherche à définir le nombre de cycles nécessaires pour que ce défaut se propage jusqu'à la rupture. Pour cela on réalise des essais de fissuration en employant des éprouvettes préfissurées qui sont sollicitées en fatigue.

II.4.4.4. La propagation de fissure

Les mécanismes de fatigue montrent qu'il faut bien souvent tenir compte non seulement de la possibilité d'amorçage de fissures, mais également évaluer leur propagation éventuelle, afin de s'assurer que les fissures n'atteignent pas la longueur critique qui entraînera inévitablement une rupture brutale de la pièce. Pour cela, il est nécessaire de disposer de données quantitatives caractérisant la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue.

Dans les années 1960, Paris et al. [30-31] ont montré qu'il existe une relation entre la vitesse de fissuration (exprimée en da/dN) et le facteur d'intensité de contraintes K . Puisque la valeur de la contrainte varie, on définit l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes: $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ où $K_{\max}$ et $K_{\min}$ sont les valeurs extrêmes de K pendant le cycle. En échelle bilogarithmique, la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de ΔK a l'allure donnée dans la figure II.7, sur laquelle on distingue trois régimes.

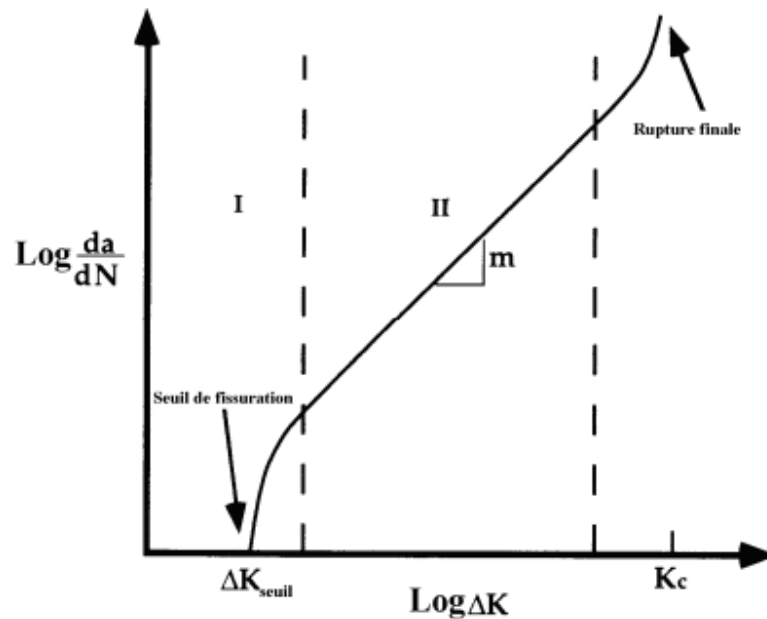


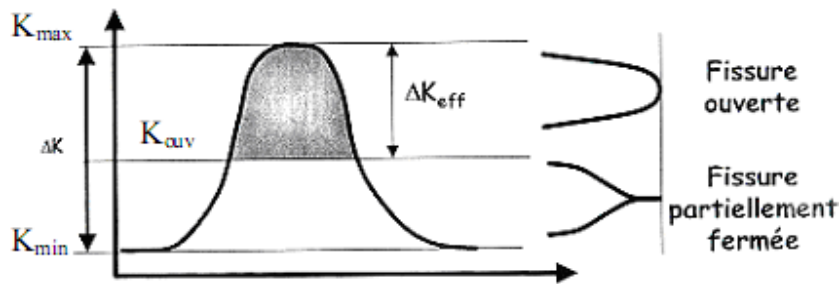
Figure II.7 : Régime de propagation des fissures de fatigue

II.4.4.4.1 Loi de Paris

Le régime II, appelé régime de Paris, rentre tout à fait dans le cadre de nos travaux. Ce régime est caractérisé par l'accélération progressive de la vitesse de propagation lorsque ΔK augmente. Paris et al. [31] ont relié la vitesse de propagation et l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK par une relation de type puissance, appelée lois de Paris:

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

Cependant, la loi de Paris n'est pas universellement applicable. Les travaux d'Elber [32] ont montré que le rôle de la fermeture doit être pris en compte pour décrire le comportement d'une fissure de fatigue. Ce phénomène consiste en la remise en contact des lèvres de la fissure lorsque la charge cyclique devient faible. La partie du cycle de chargement au cours de laquelle la fissure est fermée est considérée comme inopérante pour le mécanisme de propagation.



Figures II.8 : Phénomène de fermeture de la fissure

L'effet de fermeture est attribué à trois effets distincts :

- La déformation résiduelle dans le sillage plastique de la fissure
- La rugosité des faciès de rupture
- L'oxydation des surfaces de rupture

Elber[32] a donc proposé de définir une valeur effective du chargement avec une amplitude effective du facteur d'intensité de contrainte $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ouv}$. Une correction de l'équation de Paris est alors introduite:

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

II.4.4.2. Ténacité

Au-delà de régime II (Figure II.7), les vitesses de fissuration sont supérieures à celles prévues par la loi de Paris, la fissure se propage de manière instable pour $K_I = K_{Ic}$. On appelle K_{Ic} la ténacité en mode I du matériau.

II.4.4.3. Seuil de non-propagation

En deçà de régime II, les vitesses de fissuration sont inférieures à celles prévues par la loi de Paris. Lorsque ΔK diminue jusqu'à atteindre le seuil de non-propagation ΔK_s , la vitesse de fissuration diminue rapidement, et la fissure semble apparemment s'arrêter ou du moins sa propagation devient indétectable.

II.5. PARAMETRES D'INFLUENCE SUR LA DUREE DE VIE EN DE FATIGUE

L'analyse de la structure exige que l'on examine les états de contrainte en tout point. C'est généralement lors des variations de géométrie (entailles, trous...) que l'on obtient les états limitant en fatigue. La prévision de durée de vie exige donc que l'on s'attache à l'étude des détails structuraux.

II.5.1. Influence de la nature de la sollicitation

Comme pour tous les matériaux, la résistance à la fatigue des alliages d'aluminium peut varier en fonction du type d'effort : par exemple [33], en flexion rotative ou en flexion plane alternée, la résistance à la fatigue peut être de 20 à 30 % supérieure à celle obtenue par traction compression. De même, en torsion alternée, les résultats sont inférieurs de 35 à 45 % par rapport à ceux de la flexion alternée rotative.

II.5.2. Influence de la contrainte moyenne

Dans les essais asymétriques, la contrainte alternée σ_a admissible diminue lorsque la contrainte moyenne σ_m augmente : pour les alliages d'aluminium, la décroissance de σ_a en fonction de σ_m est relativement faible à 10⁸ alternances, tout au moins tant que σ_m reste inférieure à 50 % de la limite d'élasticité, elle peut s'exprimer par la relation [33] :

$$\Delta\sigma_a = -0.15\Delta\sigma_m$$

La figure au-dessous donne un exemple de l'influence de la contrainte moyenne σ_m sur la contrainte alternée dans le cas de l'alliage 2014-T6 à l'état forgé.

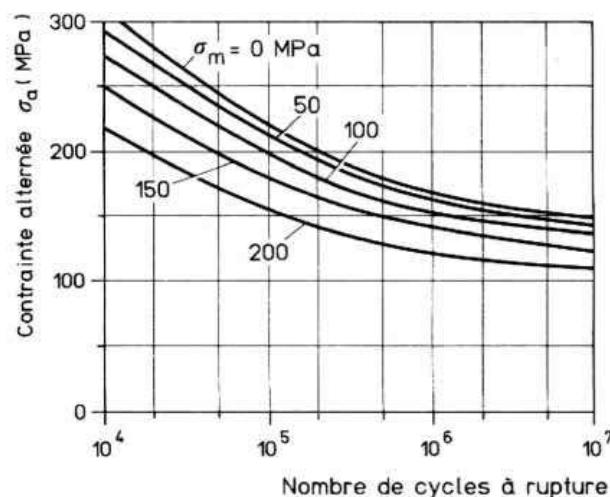


Figure II.9 : Influence de la contrainte moyenne pour l'alliage 2014-T6

[33]

II.5.3. Influence d'effet d'entaille

Le facteur de forme et, en particulier, l'effet d'entaille sont généralement caractérisés par le coefficient de concentration de contrainte théorique élastique K_t . On peut admettre, dans le cas des alliages d'aluminium, que l'égalité ci-après est assez bien vérifiée théoriquement:

$$K_t = \frac{\text{Limite de fatigue sur éprouvette lisse à } n \text{ cycles}}{\text{Limite de fatigue sur éprouvette entaillée à } n \text{ cycles}} \quad \text{Tel que } K_t < 3 \quad [33]$$

II.5.4. Influence de l'état de surface

Une finition grossière à l'usinage a une influence défavorable sur la résistance à la fatigue. Les protections et revêtements de surface peuvent avoir des effets très variables. Une couche superficielle dure et fragile obtenue soit par dépôt électrolytique (chromage ou nickelage), soit par anodisation dure abaisse la résistance à la fatigue.

Exemple [33] : L'alliage 2618A état T6 (mis en solution, trempé, revenu), la résistance à la fatigue par flexions rotatives à 108 alternances peut passer de ± 180 MPa (alliage non revêtu) à ± 120 MPa avec un nickelage électrolytique de $5\mu\text{m}$ d'épaisseur et même à ± 65 MPa pour un nickelage de $40\mu\text{m}$.

II.6. COMPORTEMENT GENERAL EN FATIGUE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM

Bien que, l'anodisation soit effectuée pour améliorer la tenue vis-à-vis de la corrosion d'une pièce en alliage d'aluminium, on l'utilise aussi pour modifier les propriétés tribologiques des structures industrielles soumises à des sollicitations de contact [34], [35]. Par ailleurs, des conséquences néfastes sur la tenue de la pièce en termes de résistance à la fatigue peuvent surgir.

Peu d'études sur l'influence de l'anodisation sur les phénomènes de fatigue se sont intéressées aux caractéristiques globales de la couche d'anodisation. Ce sont, en général, des comparaisons visant la mise en avant de l'effet de l'anodisation. [36], [37].

Cree et Weidman [38] ont examiné l'effet d'un traitement d'anodisation sulfurique-borique (ASB) sur la propagation des fissures en fatigue d'un alliage d'aluminium 2014. De tels films améliorent la résistance à la corrosion en revanche ces couches extrêmement dures se comportent d'une manière fragile et sont le siège de fissuration même en absence de chargement extérieurs (effet des contraintes résiduelles défavorables) (Figure II.10).

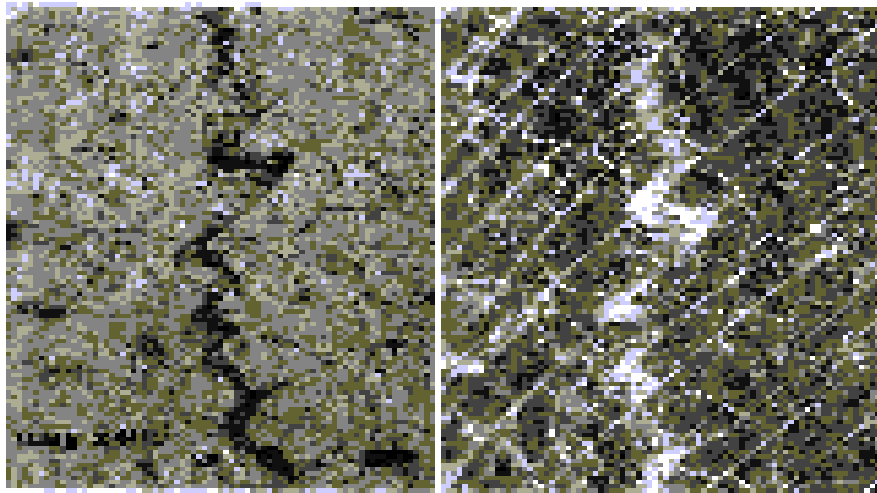


Figure II.10 : Illustration des fissures dans la couche d'anodisation ASB [38]

Concernant la tenue en fatigue des structures anodisées, les auteurs ont considéré deux étapes, l'amorçage et la propagation. Ils ont conclu que la durée de vie en fatigue est fortement diminuée en présence d'une couche d'oxyde. Cette diminution est due à un amorçage de fissures plus facile mais aussi à une cinétique de propagation accélérée dans le cas anodisé. Cette même constatation est retrouvée dans le cas d'essai de fatigue conduit sur le 2024 en présence d'une anodisation sulfurique borique (Figure II.11) [39].

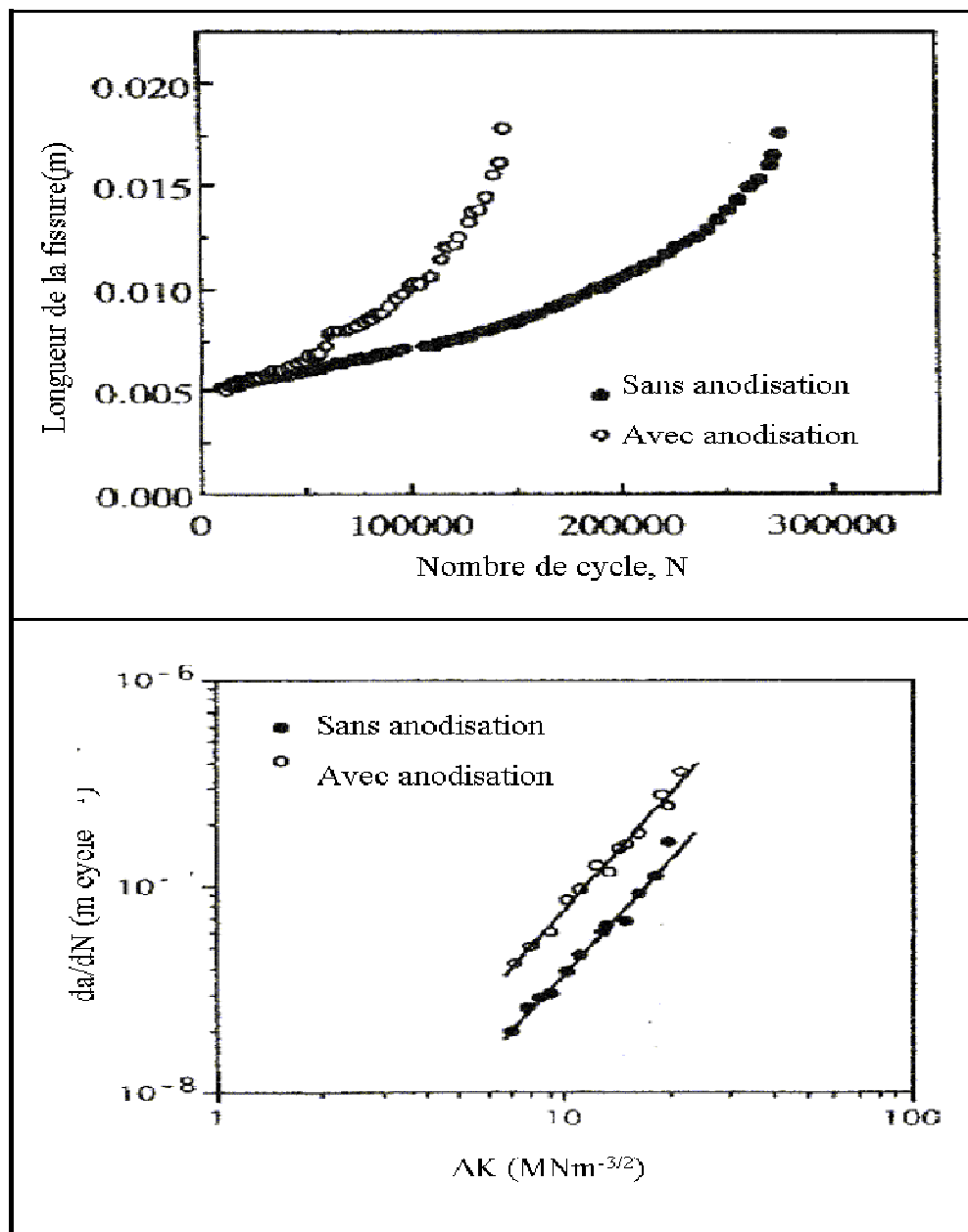


Figure II.11 : Influence d'une anodisation sulfurique borique sur la cinétique de propagation des fissures dans le 2024 [39]

John M. Goetz[40] a étudié l'effet de l'anodisation sur la tenue en fatigue des alliages 7050-T74, en particulier, l'influence de l'épaisseur de la couche d'oxyde [40]. Ce type d'alliage est utilisé dans plusieurs composants des roues d'avion (figure II.12). La rotation de la roue chargée pendant l'atterrissage est un secteur approprié pour l'étude des défaillances en fatigue.

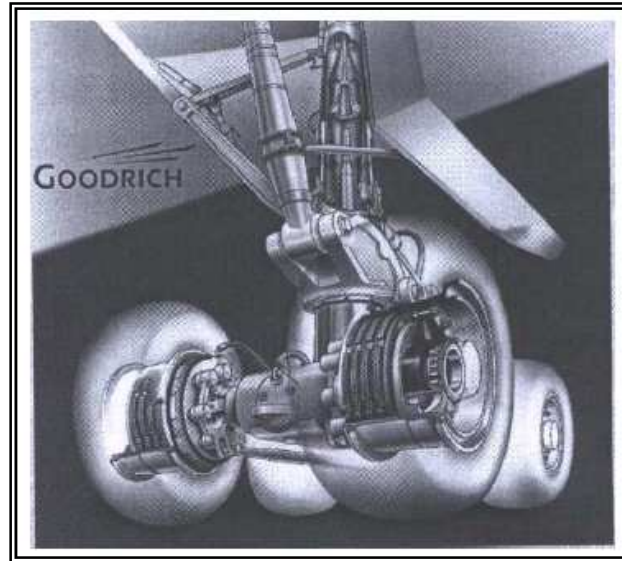


Figure II.12 : Schéma d'une roue typique d'avion de Goodrich [40]

Les résultats de cette étude montrent que les couches anodiques épaisses réduisent la durée de vie en fatigue (figure II.13). L'examen des surfaces après les tests de fatigues par microscope électronique à balayage a révélé que de multiples sites d'initiation de fissures qui sont développés pour des chargements élevés (figure II.14).

Tandis que, les essais de traction indiquent que les films les plus épais présentent des contraintes de cisaillement plus élevées à l'interface (Figure II.15).

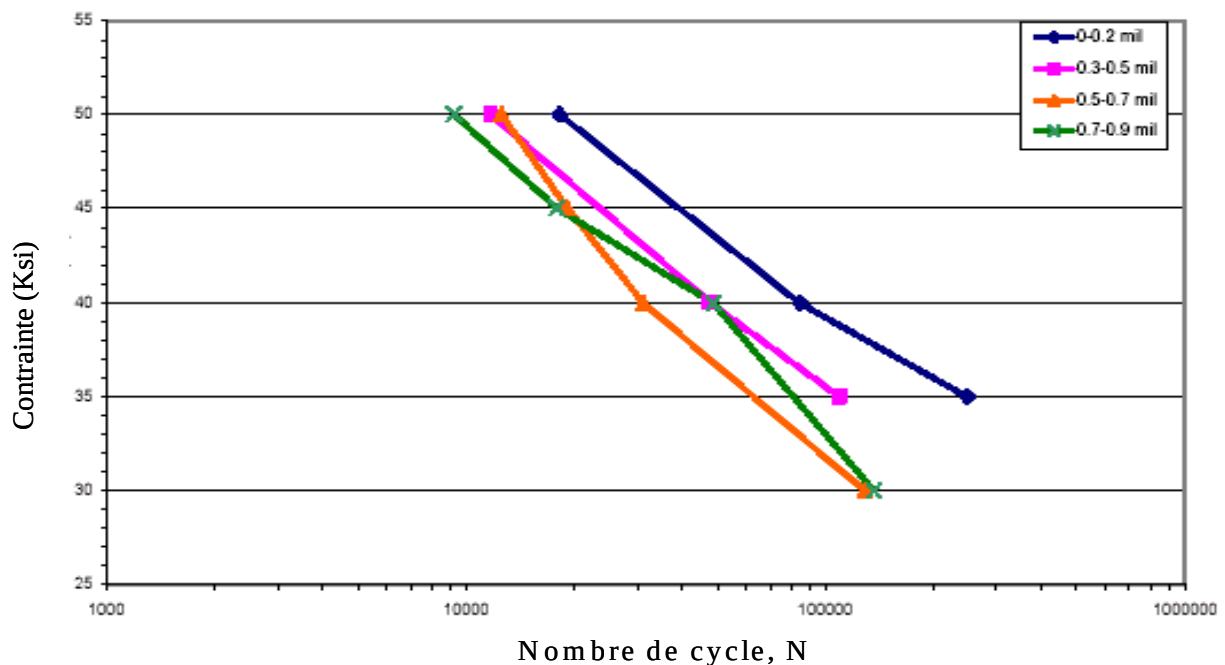


Figure II.13 : Courbes C-N pour les quatre intervalles des épaisseurs de la couche d'oxyde.

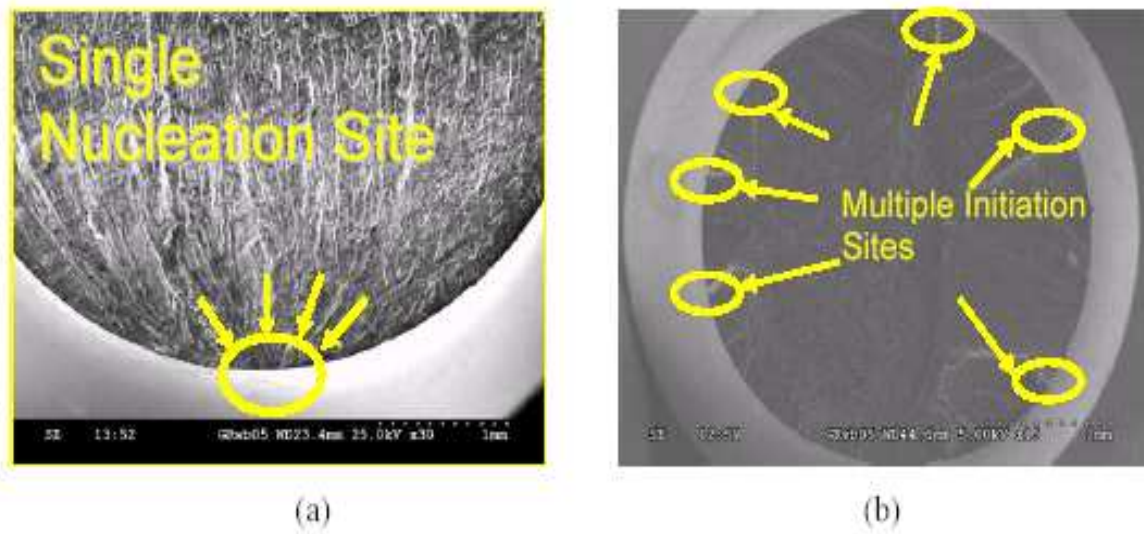


Figure II.14 : Observation par MEB des sites d'initiation de fissures pour des contraintes à : a) faibles amplitude ; b) amplitude élevée.

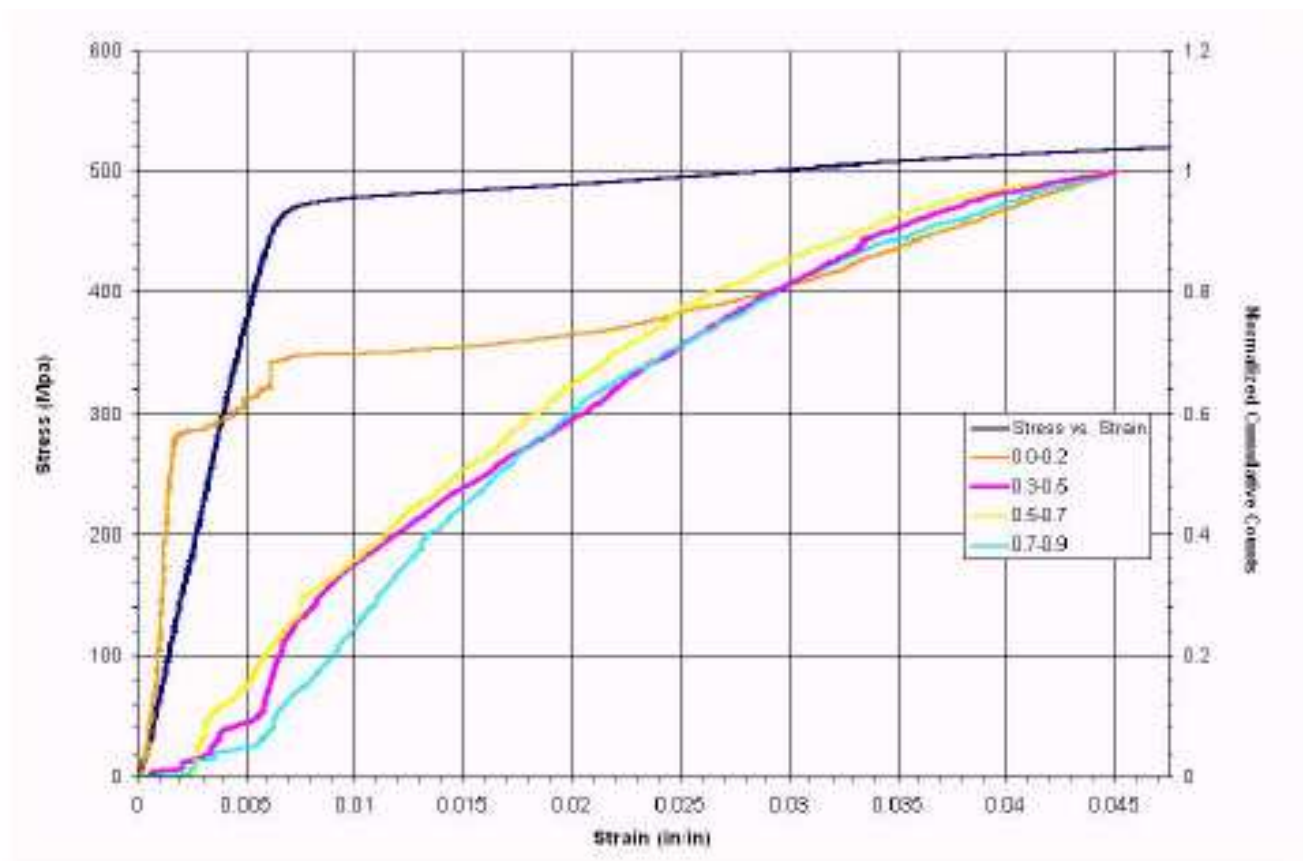


Figure II.15 : Courbes de traction en fonction des épaisseurs des couches d'oxydes.

II.7. CONCLUSION

Les couches d'oxyde développées sur ces alliages offrent une adhérence presque parfaite. En revanche, elles présentent une structure poreuse qui altère leurs propriétés mécaniques. Ces propriétés sont meilleures vers l'interface aluminium/couche d'oxyde. La tenue en fatigue du métal est affectée par le traitement d'anodisation.

Le but de cette étude est donc d'établir le rôle intrinsèque du film d'oxyde sur l'endommagement. Pour cela, nous avons effectué des traitements d'anodisation pour les alliages Al-Cu, aboutissant à la formation d'une couche d'alumine plus au moins épaisse à la surface. L'interaction film oxyde-plasticité est étudié par une caractérisation mécanique et métallographique, en mettant en évidence l'influence de la microstructure du film ainsi que la composition chimique du substrat et l'effet des intermétalliques sur la tenue en fatigue.

III.1. INTRODUCTION

Notre travail contribue à l'analyse du comportement des alliages d'aluminium anodisés sollicités en fatigue. L'influence de l'état de surface (nature de la couche d'oxyde) sur la tenue en fatigue sera mise en évidence à travers une anodisation sulfurique (AS) développée par anodisation sulfurique sur les échantillons ayant subi des traitements thermiques :

1. Recuit de restauration
2. Recuit de restauration + durcissement structural (trempe + revenu).

Dans ce chapitre on développera l'étude du procédé d'anodisation et l'optimisation des différents paramètres pour une anodisation sulfurique (AS). Les techniques expérimentales utilisées pour cette partie sont: la microscopie électronique à balayage (M.E.B.), la microscopie optique (M.O.), la microdureté, et des essais électrochimiques.

Enfin, lors des essais de traction on présentera deux caractérisations : la thermographie et l'extensométrie, puis nous donnerons une description du dispositif de la fatigue.

III.2. PROCEDURE EXPERIMENTALE

III.2.1. Composition chimique du matériau

Le matériau utilisé est l'AU4G (2017 A) de la série 2000, dont la composition chimique est la suivante [9], [41] :

Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cr	Ti
reste	3,5 à 4,5	0,4 à 1	0,4 à 1	0,2 à 0,8	Max 0,7	0,25	0,1	traces

Tableau III.1 : Composition chimique de l'AU4G en %.

III.2.2. Les éprouvettes utilisées

Nous avons, en premier lieu, effectué des anodisations sur des plaques de dimensions $(60 \times 15 \times 0,5) \text{ mm}^3$ afin d'optimiser les paramètres d'anodisation.

Une fois les paramètres optimums déterminés, nous avons anodisé des éprouvettes pour étudier la tenue en fatigue de ces alliages.

Pour bien mener cette dernière, on a considéré des éprouvettes de type CT [41], réalisés au niveau de l'école, celles-ci sont des éprouvettes normalisées entaillées en V dédiés à l'étude des mécanismes de fissuration.

Les types des éprouvettes CT utilisés sont représentés à la figure suivante:

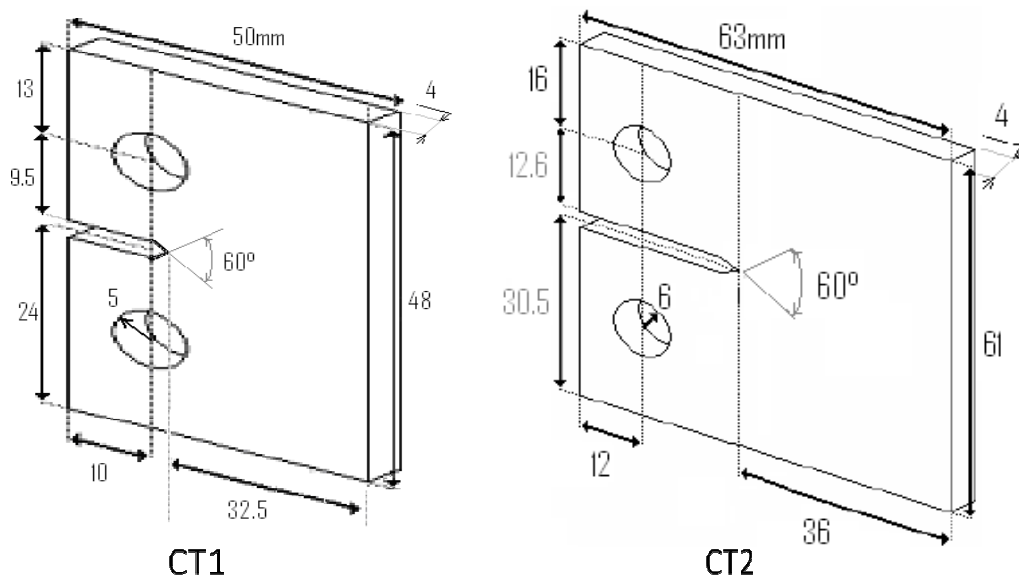


Figure III.1: Géométrie des éprouvettes CT utilisées.

III.2.3. les traitements thermiques

Les deux traitements thermiques ont été réalisés dans un four électrique programmable de type "ELTI" selon :

- Recuit de restauration à 300°C pendant 30mn avec un refroidissement lent pour éliminer toutes contraintes résiduelles introduites par usinage [5].
- Durcissement structural (mise en solution à 500°C pendant 30mn, une trempe à l'eau <40°C et un revenu à 160°C pendant 12h) [5].

Les différents traitements thermiques utilisés sont résumés dans le tableau III.2.

Type de traitements	Recuit	Mise en solution	Trempe	Revenu
2017A	300°C refroidissement lent (40°C/h)	500 °C pendant 30mn.	A l'eau (<40°C)	160 °C pendant 12 h.

Tableau III.2 : Températures utilisées dans les traitements thermiques.

Nous aurons donc deux groupes d'échantillons :

- Des échantillons qui ont subi un Recuit + Une anodisation sulfurique.
- Des échantillons qui ont subi un Recuit + Un durcissement structural + Une anodisation sulfurique.

III.2.4. Anodisation sulfurique

Les échantillons sont soumis à une oxydation anodique par le procédé d'anodisation sulfurique. Les substrats, sur lesquels le dépôt, a été réalisé ont subi des traitements de surface telle que : dégraissage, décapage.

III.2.4.1. Dégraissage

Cette opération est utilisée pour l'élimination des salissures, huiles et graisses qui se trouvent en surface ; elle a été effectuée par immersion de l'échantillon dans un bain dont la composition est la suivante [43-45]:

- Soude caustique.....10 à 15 g/l.
- Phosphate trisodique.....60 g/l.
- Carbonate de soude.....30 g/l.
- Dodecyl sulfate de sodium1,5 g/l.

La température de ce bain est fixée au voisinage de 80 °C et le temps de traitement varie en fonction de l'état de la pièce entre 15 et 45 secondes.

Une fois la pièce dégraissée ; elle est rincée énergiquement à l'eau courante puis à l'eau distillée.

III.2.4.2. Décapage

Il a été effectué dans deux solutions différentes, la première (basique) permet l'élimination de toute trace d'oxyde. Alors que, la seconde, dans une solution sulfochromique pour empêcher surtout la formation de la couche d'oxyde qui recouvre spontanément la surface en contact de l'air. La composition des deux bains, ainsi que leurs conditions opératoires sont résumées comme suit :

Solution 1 [43-45] :

- Soude caustique.....10 à 15 g/l.
- Température.....65 °C.
- Durée du traitement3 minutes.

Solution 2 [43-45]:

- Acide sulfurique (d = 1,83).....180 ml/l.
- Acide chromique.....55 à 65 g/l.
- Température.....50 à 65 °C.
- Durée du traitement8 à 10 minutes.

Après chaque étape, les échantillons sont rincés successivement à l'eau courante et à l'eau distillée.

III.2.4.3. Le traitement d'anodisation

Le traitement d'anodisation a nécessité l'emploi d'un montage expérimental constitué des éléments suivants :

- (1) Un bac à double paroi, son rôle est de contenir l'électrolyte et de maintenir la température de traitement par la circulation d'un liquide réfrigérant.
- (2) Un cryostat pour le refroidissement du liquide réfrigérant.
- (3) Un générateur de courant continu.
- (4) Des cathodes en plomb disposées de part et d'autre de l'échantillon à anodiser placé en anode.
- (5) Une pompe pour la circulation du liquide réfrigérant.

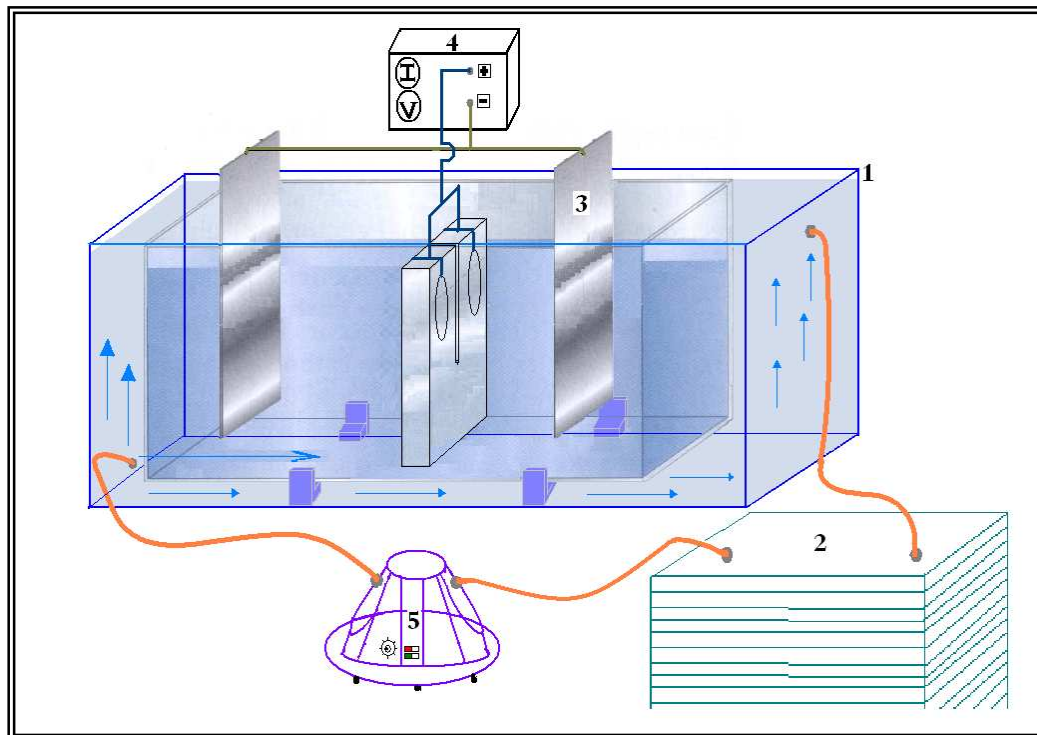


Figure III.2: Schéma du dispositif de l'anodisation

Le traitement d'anodisation a été effectué dans les conditions suivantes :

- Acide sulfurique ($d = 1,83$) 200 ± 20 g/l.
- Densité du courant $1,5$ A/dm².
- Tension..... 12 Volts.
- Température 20 ± 2 °C.
- Durée du traitement..... 30 minutes.
- Teneur de l'aluminium dissous maximum 20 g/l.

- Le colmatage (à l'eau distillé)..... 97 ± 3 °C

III.3. CARACTERISATION DES COUCHES ANODIQUES

III.3.1. Caractérisation métallographique

III.3.1.1. Microscopie Optique M.O

La microscopie optique, de type " Leitz" et son logiciel d'acquisition et de traitement d'image, a été utilisée pour observer les surfaces des échantillons après anodisation sulfurique. Cela permet effectivement d'obtenir des informations sur la nature et l'épaisseur de la couche développée sur les substrats.

III.3.1.2. Microscopie Electronique à Balayage M.E.B

La microscopie électronique à balayage a été effectuée en utilisant la microsonde de Casting (Electron Probe MicroAnalyser (EPMA) SX100) de CAMECA, France. La microsonde de Castaing (en anglais electron probe microanalyser, EPMA) est une méthode d'analyse élémentaire inventée en 1951 par Raimond Castaing. C'est un microscope électronique amélioré pour faire une analyse quantitative précise d'un point de l'échantillon. Elle consiste à bombarder un échantillon avec des électrons, et à analyser le spectre des rayons X émis par l'échantillon sous cette sollicitation.

Ce type de microscopie utilise des spectromètres WDS (wavelength dispersive spectroscopy), 4 ou 5 généralement, qui sont plus précis mais prennent plus de place. C'est-à-dire que les photons X sont séparés par diffraction sur un cristal. L'énergie $h.v$ du photon X, généré par la désexcitation de l'atome, suite au départ d'un électron secondaire, est caractéristique des transitions électroniques de l'atome, et donc de sa nature chimique. On parle de « raie d'émission caractéristique ». Pour distinguer les diverses raies émises par un atome, on utilise la notation de Siegbahn ; dans cette notation, la raie $K\alpha_1$ désigne une transition du niveau L3 vers le niveau K.

Grâce à l'imagerie en électrons rétrodiffusés (BSE) des deux alliages anodisés après traitements thermiques (recuit et durcissement structural) nous avons pu observer la morphologie de la couche d'oxyde. Les observations ont été réalisées dans des conditions standard. La surface des échantillons est balayée par un faisceau focalisé d'électrons monocinétiques accélérés à une tension de 20 KV et 10 nA. Cet appareillage a été utilisé pour une observation plus fine de certains phénomènes et présente l'avantage de combiner observations et analyses chimiques grâce à l'analyseur EDX couplé au microscope.



Figure III.3: Microsonde de Casting.

III.3.2. Caractérisation électrochimique

La caractérisation électrochimique a été réalisée dans le cadre des travaux antérieurs afin d'optimiser les paramètres d'anodisation. L'étude des phénomènes électrochimiques se produisant au sein des matériaux considérés est, dans ces travaux, essentiellement basée sur l'analyse des courbes de Bode obtenues par impédancemétrie.

Cette caractérisation passe par les étapes suivantes:

III.3.2.1. Préparation des échantillons

La surface de travail des échantillons a été limitée à 4 cm^2 par application d'un vernis à ongle isolant. Tous les échantillons ont été rincés à l'eau distillée et essuyés avec le papier Joseph avant les essais électrochimiques.

III.3.2.2. Mesures du potentiel d'abandon

Les mesures du potentiel d'abandon ont été effectuées dans les conditions suivantes :

- Solution électrolytique : NaCl (3.5 % en masse);
- Température à l'air ambiant;
- Barbotage du gaz Argon pendant 30 minutes;
- Electrode de référence : Electrode Calomel Saturé (ECS);
- Electrode auxiliaire : Electrode en platine;

- Durée des mesures : 30 minutes (jusqu'à stabilisation du potentiel);

III.3.2.2. Mesures d'impédance

Les mesures d'impédance ont été effectuées après 1 heure d'immersion (30 minutes de barbotage du gaz argon et 30 minutes de mesure du potentiel d'abandon) dans les conditions opératoires suivantes :

- Mode d'impédance potentiostatique;
- Amplitude de la perturbation sinusoïdale : $\Delta E = 5 \text{ mV}$;
- Fréquence : $0.01 \text{ Hz} < f < 6.55 \cdot 10^4 \text{ Hz}$ (limite supérieure de l'instrument);
- Chaîne électrochimique : VOLTALAB 31 (RADIOMETER);
- Analyseur de fréquence en réponse : SOLARTRON FRA 1250B.

III.3.3. Caractérisation mécanique

III.3.3.1. Microdureté Vickers

Pour déterminer la microdureté Vickers, il faut produire avec un diamant pyramidal une empreinte que l'on mesure optiquement. L'indenteur de l'essai Vickers est une pyramide à base carrée (voir figure III.3) dont les faces forment entre elles des angles de 136° . La dureté est le rapport de la force appliquée (en Kgf) sur la surface de contact (en μm^2), c'est-à-dire la pression moyenne dans le contact. La profondeur de l'empreinte est égale au septième de la diagonale. On considère que la valeur de la microdureté est la moyenne de plusieurs mesures de microduretés effectuées sur une seule surface.

Selon Vickers d'après la norme NF A 03-154:

$$H_v = \frac{2P \sin(x/2)}{d^2} = \frac{1.854}{d^2} P$$

Avec:

x: Angle au sommet de la pyramide ($x = 136^\circ$)

P : la charge en grammes.

d: la valeur moyenne de la diagonale de l'empreinte en microns.

Le dispositif de microdureté, qui se trouve au niveau du Laboratoire Génie des Matériaux de l'EMP, est constitué essentiellement d'une machine d'essai de type « HWDM-1 » reliée à un ordinateur avec un logiciel d'acquisition d'image "C.A.M.S".

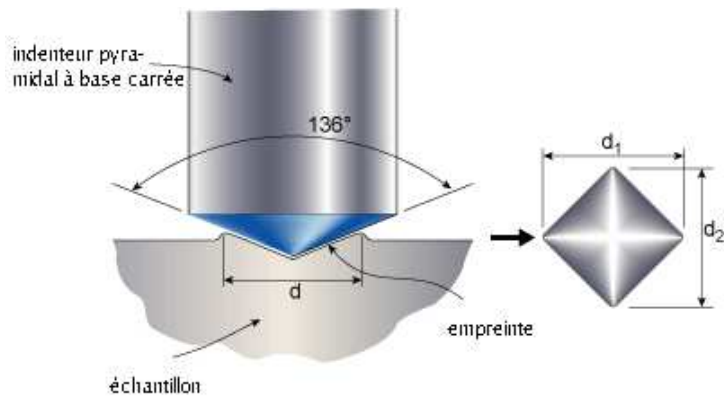


Figure III.4: Indenteur type Vickers et empreinte type laissée par l'indenteur.



Figure III.5: Dispositif de la microdureté

III.3.3.2. Essai de traction

L'essai de traction constitue un des essais les plus utilisés pour la caractérisation mécanique des matériaux. Etant purement uniaxial, il permet de déterminer de nombreuses grandeurs normalisées, comme la contrainte à la rupture, la contrainte maximale, la limite d'élasticité, etc. nécessaires dans les calculs de structure. Nous donnons ici tout d'abord la description générale d'une machine de traction.

III.3.3.2.1. Description générale d'une machine de traction

Une machine de traction est constituée d'un bâti portant une traverse mobile. L'éprouvette de traction, vissée ou enserrée entre des mors, selon sa géométrie, est amarrée à sa partie inférieure à la base de la machine et à sa partie supérieure à la traverse mobile (dans le cas d'une machine mécanique) ou au vérin de traction (dans le cas d'une machine hydraulique). Le déplacement de la traverse vers le haut réalise la traction. Une machine de traction comporte une cellule de charge, qui permet de mesurer l'effort appliqué à l'éprouvette et le déplacement de l'éprouvette peut être suivi de diverses façons. Les dispositifs expérimentaux sont généralement asservis et peuvent être pilotés à vitesse de montée en charge, à charge constante, à vitesse de déformation constante, etc. selon ce qui peut être proposé par le système de pilotage.

Les essais de traction ont été réalisés au niveau du Laboratoire Génie des Matériaux de l'EMP afin d'effectuer la mise au point du montage expérimental des essais de fatigue, et de déduire la modification apportée par l'anodisation sur le comportement des éprouvettes en traction.

Un montage approprié à la détermination de la loi de comportement en traction axiale nécessite des efforts (perpendiculaire à la ligne de la fissure) et de mise au point des différents éléments composant ce montage (les mors, le réglage ...).

On dispose pour ces essais d'une machine de traction hydraulique de type « MAB » reliée à un logiciel approprié « MERLIN INSTRO » (figure III.6)



Figure III.6 : Dispositif de traction**III.3.3.3. Caractérisation thermographique:**

Le couplage thermomécanique dans la propagation dynamique de fissure a attiré une grande quantité d'intérêt expérimental et théorique ces dernières années. Döll [46] et Shockey et al. [47] ont utilisé des thermocouples pour des mesures de température. Fuller et al. [48] ont mesuré l'élévation de température en pointe de fissure mobile rapide (200-650 m/s) dans un PMMA en utilisant un détecteur infrarouge. Bui et al. [49] ont utilisé une caméra infrarouge pour filmer le champ de température dans une plaque mince fissurée à faible vitesse de propagation (2 mm/s).

Une élévation de température d'environ 10°C a été relevée en pointe de fissure. Aussi, Il y a eu plusieurs tentatives de prévision théorique des températures en pointe de fissure, entre autres celles de Weichert et Schönert [50], Rice et Levy [51].

Aujourd'hui cette technique va prendre une place privilégiée dans beaucoup des travaux qui s'intéressent à la fissuration et la rupture par fatigue [52]

Le processus de rupture est l'un des phénomènes consommateur d'énergie. Un solide contenant une propagation de fissure représente un système dans le processus et la dissipation est principalement due aux différents mécanismes dissipatifs tels que le frottement interne, la déformation plastique, etc... L'évolution d'un tel système peut être décrite dans le cadre classique de la thermodynamique des milieux continus sachant que l'origine de l'échauffement en pointe de fissure est liée à la dissipation plastique et à la création de nouvelles surfaces. Les champs de température peuvent décrire les champs mécaniques liés à la propagation de fissure. Ici les modèles existant reposent sur l'évolution de l'énergie de rupture qui représente la différence entre le travail des forces extérieures et l'énergie stockée par incrément nouvelle surface créée, si da est la longueur de la nouvelle surface de rupture créée, on peut écrire:

$$-\frac{d\Pi}{da} = -\frac{dU}{da} = G \quad [53]$$

U est le travail dépensé, G dans le cas d'un comportement élastique est appelé le taux de restitution d'énergie.

Pour nos essais on a fait une étude thermographique pour caractériser la couche d'anodisation. Pour cela nous avons utilisé un système constitué fondamentalement d'une caméra, équipée d'une série de systèmes optiques variables, et d'un ordinateur. Le noyau de la

caméra est le détecteur infrarouge, qui absorbe l'énergie infrarouge émise par l'objet (la température de surface doit être mesurée) et le convertit en tension ou en courant électrique.

A cet égard, nous avons utilisé cette technique lors des 4 essais de traction pour montrer l'effet de l'anodisation sur la propagation de la fissure.



Figure III.7: La camera thermique

Aux cours de ces 4 essais, on les a suivis par une étude extensométrique pour déduire le maximum des résultats sur l'influence de l'anodisation.

III.3.3.4. Caractérisation par l'extensométrie

Le but de l'extensométrie est de mesurer un déplacement et de permettre l'acquisition de cette mesure, ce qui revient, en général, à traduire une déformation en signal électrique ou optique. On a utilisé une extensométrie avec contact; employant une jauge de déformation destinée pour les alliages d'aluminium à une distance d'1 cm de la tête de fissure (figure III.8)

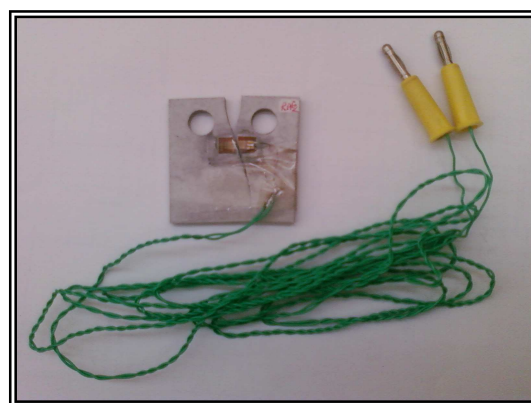
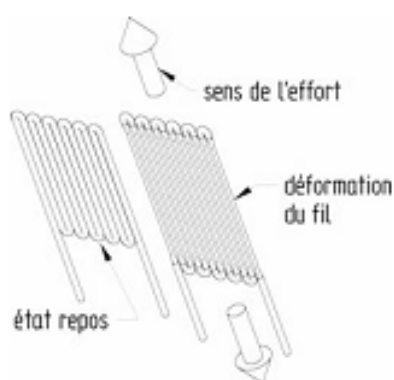


Figure III.8: Image de droite : schéma de principe du fonctionnement d'une jauge de déformation. Image de gauche : jauge collée sur une éprouvette CT

La déformation ε de la jauge (qui possède 120Ω en repos C-A-D: $\varepsilon=0$) va réagir avec les trois résistances équivalentes de 120Ω chacune pour donner une tension exploitable (figure III.9) selon [54]:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L} = \frac{1}{K} \frac{\Delta R}{R}$$

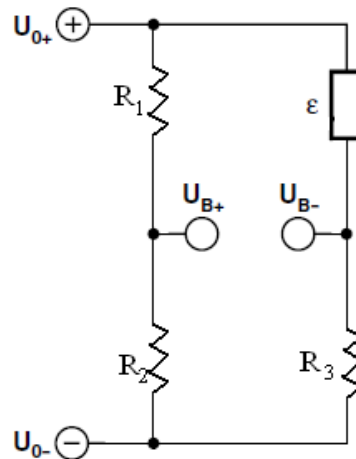
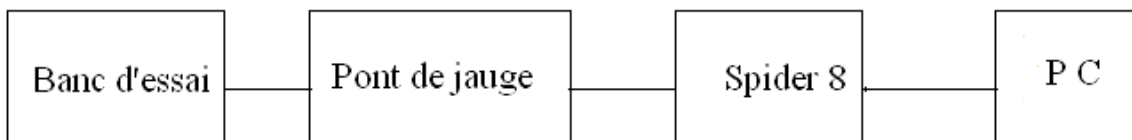


Figure III.9. Montage de jauge de contraintes de déformation

Par le système électronique de mesure par PC "Spider8", on mesure électriquement les tensions superficielles agissant sur les éprouvettes. La chaîne de mesure se schématise comme suit:



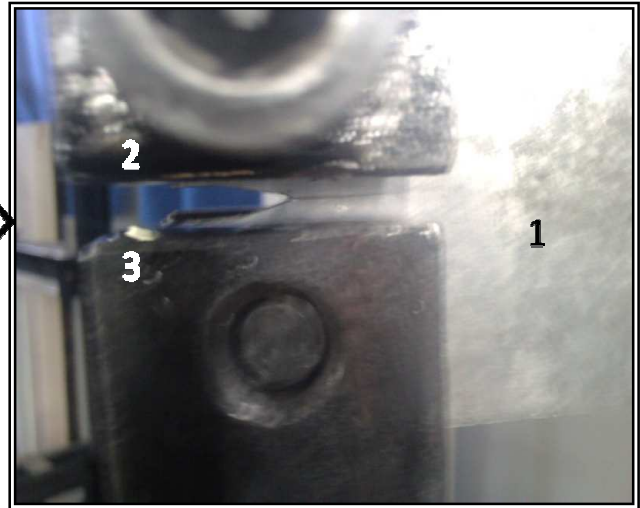
III.4. ESSAI DE FATIGUE

Les essais de fatigue caractérisent la capacité d'un matériau à résister à une sollicitation cyclique. Ces essais ont été réalisés sur des éprouvettes CT à l'aide d'un système hydraulique, machine Hydropuls, avec un système d'amarrage réalisé au niveau du Centre de Réalisation de l'EMP (figure III.10).

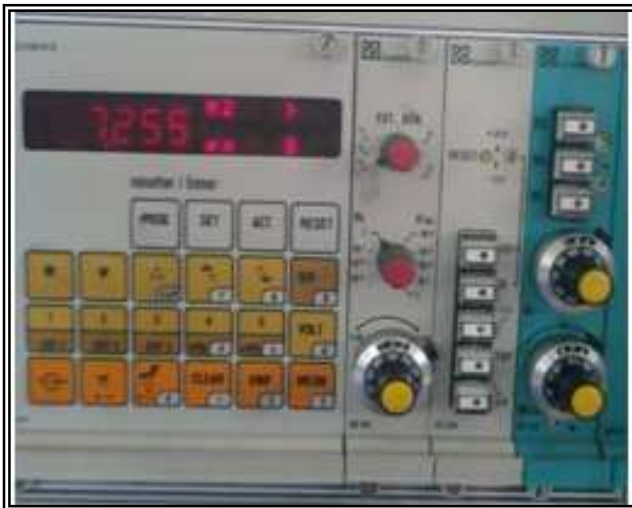
Les essais de fatigue sont conduits à l'air ambiant (T° entre 20 et 25°C), à une fréquence de 25 Hz [38] et avec un rapport de charges donné. La force imposée varie de 9 à 3 kN.



Le vérin d'essai de la machine Hydropuls



(1):Une éprouvette fissurée, (2): mors fixe, (3): mors mobile



La partie "commande" de la machine



La partie électrique d'Hydropuls

Figure III.10 : Les principaux partis d'un essai de fatigue sur l'Hydropuls

III.4.1 Machine d'essai

La machine Hydropuls est équipée d'un dispositif permettant d'appliquer des efforts sur l'éprouvette, des systèmes de mesure pour déterminer d'une par la charge et d'autre part l'allongement.

III.4.2. Les capteurs de force

Ils permettent de déterminer les couples appliqués par le vérin hydropuls.

III.4.3. Les capteurs de déplacement

Ils sont reliés à un amplificateur de mesure pré-calibrés, ils servent à déterminer la position du piston ou à mesurer sa course.

III.4.4. Système de fixation

Nous avons réalisé un système de fixation est constitué essentiellement de 4 tiges avec des systèmes vis-écrous (figure III.10).

Le système de fixation doit avoir les caractéristiques suivantes :

- **Rigidité** : quantifie la résistance à la charge maximale d'essai, il doit permettre la transmission intégrale des sollicitations;
- Conservation de la structure de l'éprouvette jusqu'à la fin de l'essai pour éviter les résultats erronés;
- **Ajustement** : pas de jeu fonctionnel entre le système et l'éprouvette pour éviter le glissement;
- **Maniabilité** : facilité de montage et de démontage afin de pouvoir utiliser la machine pour d'autres expériences.

III.5. CONCLUSION

Les caractérisations métallographiques, électrochimiques, énergétiques, et les essais de traction sont des étapes indispensables pour accéder aux grandeurs caractéristiques du matériau traité avant et après anodisation.

De plus, ces descriptions servent à interpréter l'évolution de la fatigue, en passant par les modifications apportées à la surface par l'anodisation. Dans ce sens, nous allons donner les résultats de ces caractérisations, les courbes de fatigue, et les allures de la fissuration dans le quatrième chapitre.

IV.1. INTRODUCTION

Dans ce chapitre, nous exposons les différentes caractéristiques de la couche d'oxyde développée sur des échantillons ayant subi différents traitements thermiques. Nous présentons aussi les différents résultats des essais de fatigue.

IV.2. OPTIMISATIONS DES PARAMETRES DU BAIN D'ANODISATION

Les conditions opératoires optimales issues des travaux antérieurs après caractérisations métallographiques, mécaniques et électrochimiques sont comme suit :

IV.2.1. Optimisation du temps d'anodisation

La durée du traitement d'anodisation a été estimée en se basant sur les figures I, II et III. On remarque que le meilleurs temps d'anodisation est estimé à 30 min. Pour des durées supérieures à 60 min une chute de dureté est observée, alors que pour des durées supérieures à 30 min on a une chute de la résistance à la corrosion.

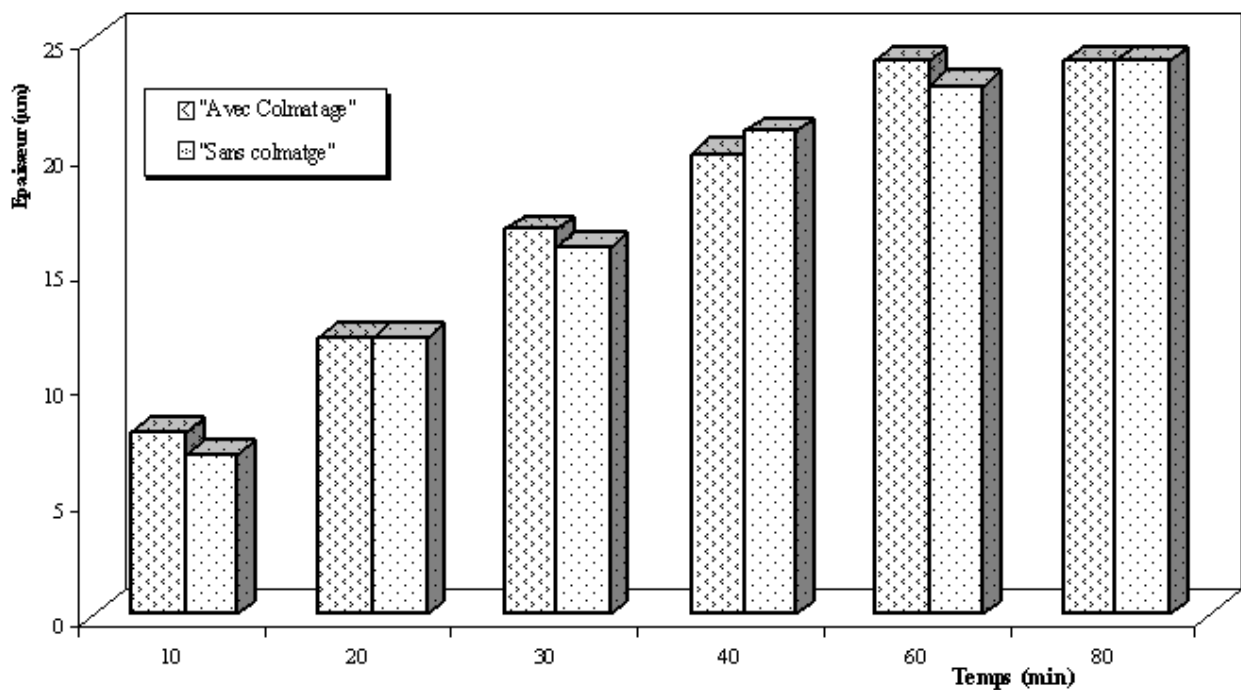


Figure IV.1 : Effet de temps d'anodisation sur l'évolution de l'épaisseur

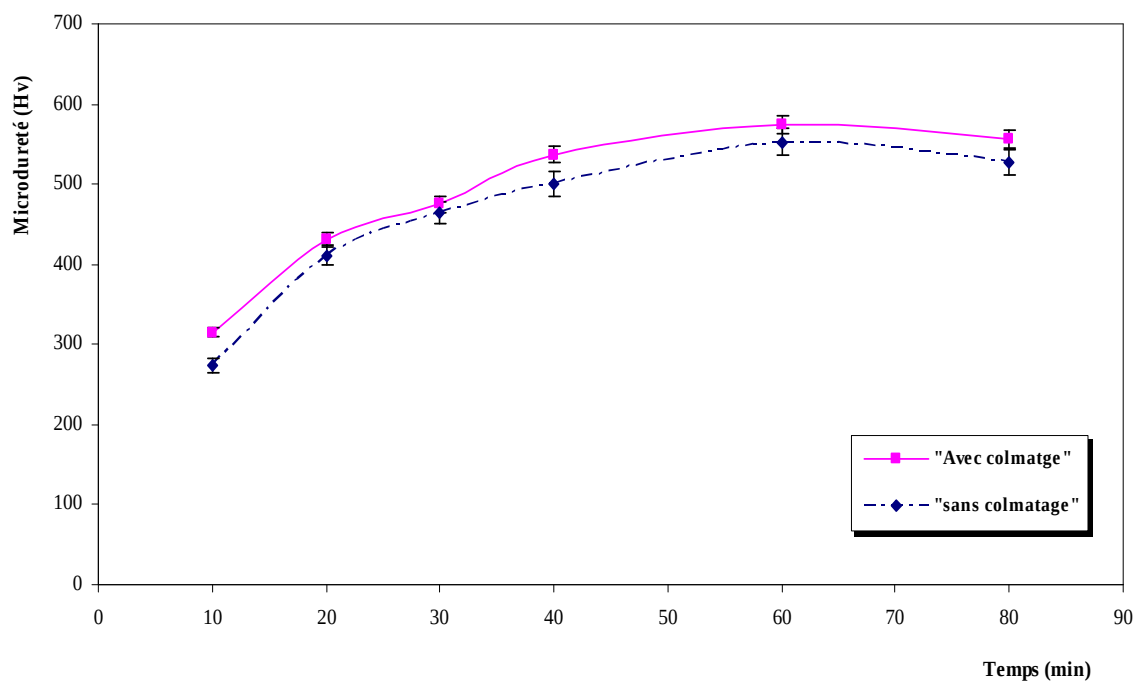


Figure IV.2: Evolution de la microdureté de la couche en fonction du temps d'anodisation à $T = 22^{\circ}\text{C}$

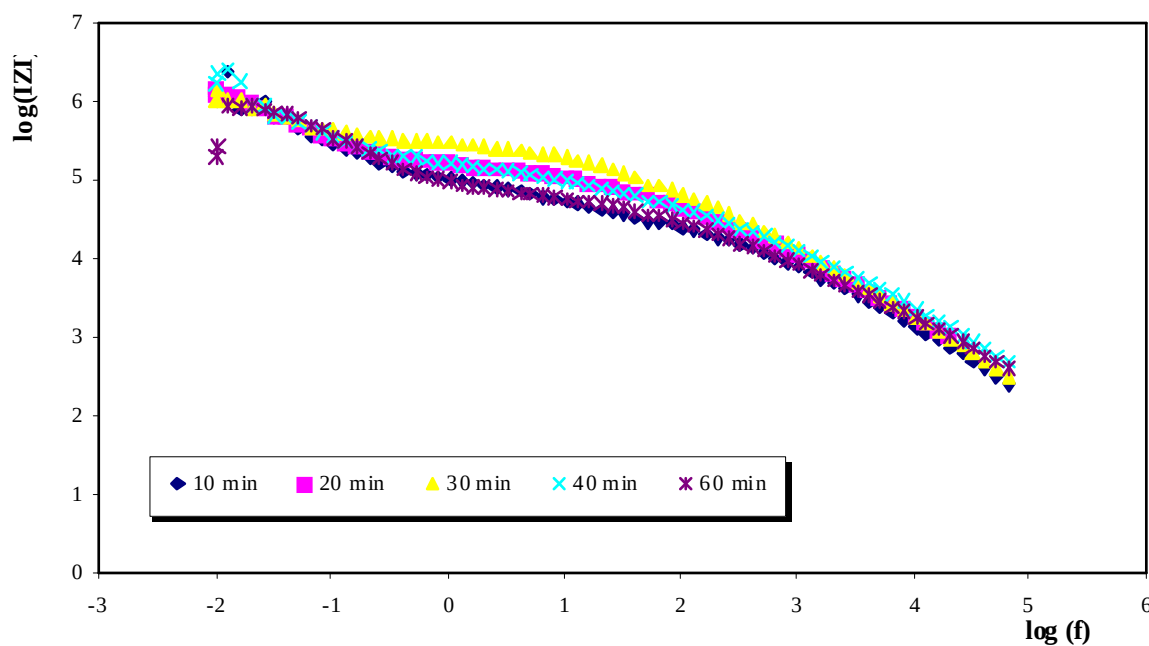


Figure IV.3 : Diagrammes de Bode de l'alliage 2017A anodisé dans l'acide sulfurique (200 g/l, 20°C et 12 V) et colmaté à l'eau déminéralisée.

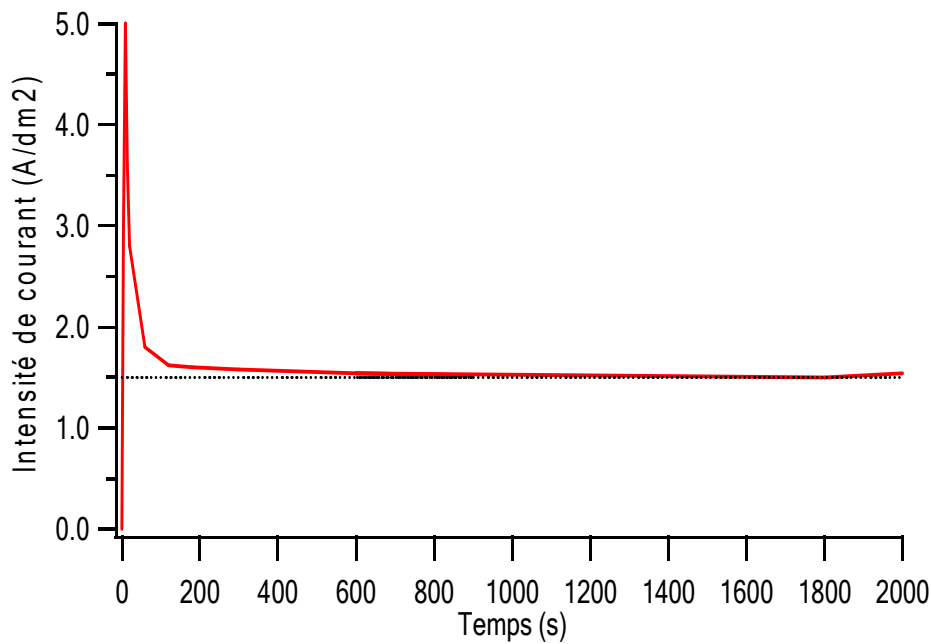


Figure IV.4 : La variation d'intensité de courant en fonction du temps lors d'une anodisation sulfurique d'une éprouvette CT (200 g/l, 20°C et 12 V).

IV.3. MICROSTRUCTURE

Les observations faites à l'aide d'un microscope optique, équipé d'un logiciel d'acquisition d'image, étaient d'un double intérêt ; d'une part, la détermination de l'épaisseur de la couche d'oxyde des échantillons qui ont été enrobés individuellement dans une résine époxy et polis mécaniquement par pas successifs, puis avec une suspension de poudre d'alumine qui permet d'obtenir un état de surface miroir et plan, adapté aux observations aux microscopes. D'autre part, l'observation de la morphologie de la couche qui s'est révélée plus au moins rugueuses (figure IV.5). Le traitement d'anodisation durant 30 minutes, dans les conditions optimales pour cette situation (page 39), donne une couche d'une épaisseur de 16 μm (figure IV.5).

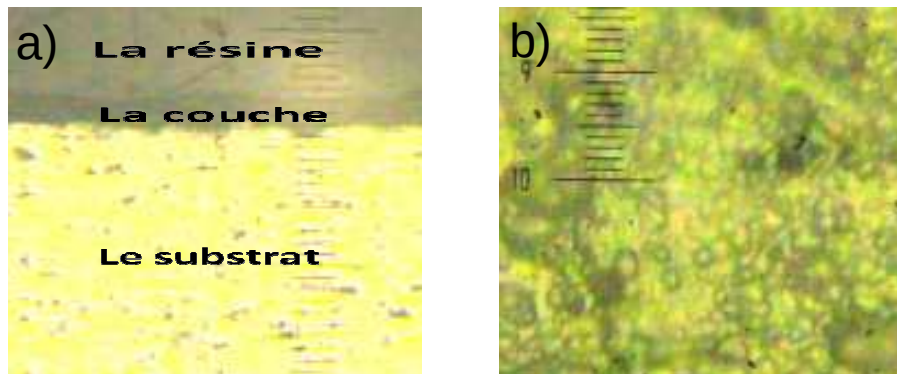


Figure IV.5 : Observation en M.O des éprouvettes anodisées : a) Epaisseur de la couche (X 300), b) Morphologie du film d'oxyde (X 1500).

Une observation au microscope électronique à balayage et à la microsonde de casting a permis d'affiner les observations des couches d'anodisation. L'imagerie en électrons rétrodiffusés (SEB) des deux alliages anodisés après traitements thermiques (recuit et durcissement structural) a indiqué la présence des fissures sur les couches anodiques. Cependant, les fissures sont plus importantes après le traitement thermique de recuit (figure IV.6) qu'après le durcissement structural.

Les défauts de surface présents dans la couche d'oxyde, renferme une présence significative du cuivre (figure IV.7).

Figure IV.6 : SEB micrographies de l'alliage 2017 anodisé après : a) recuit, b) durcissement structural.

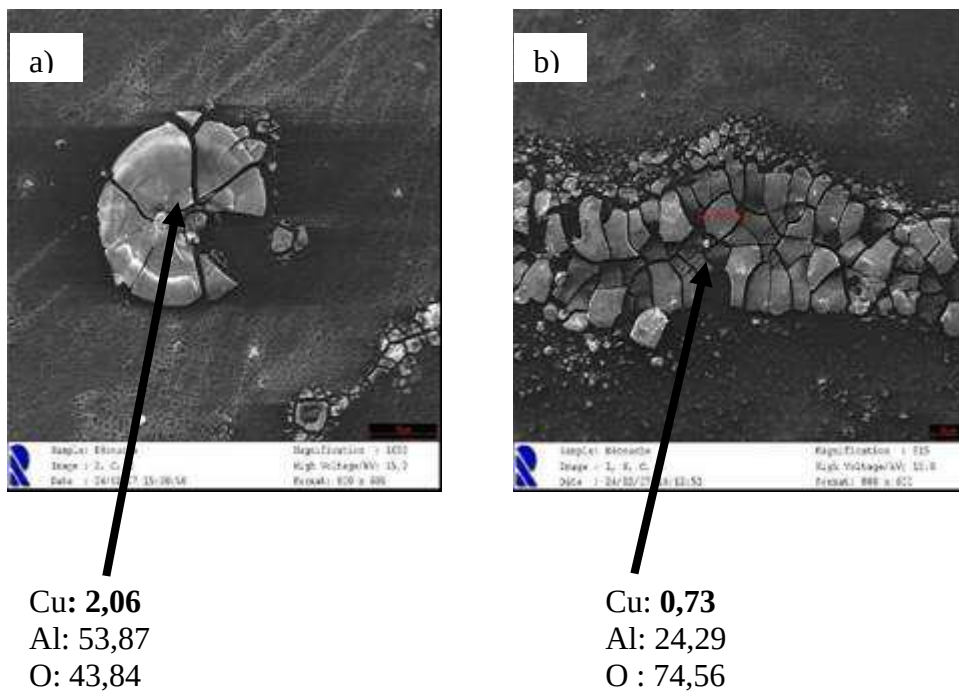


Figure IV. 7 : SEB Micrographie des défauts dans les couches anodisées après : a) recuit, b) durcissement structural

IV.4. LA MICRODURETE

D'une manière générale, les propriétés des couches d'oxyde sont profondément influencées par les conditions d'électrolyse, les traitements thermiques et la nature du métal. On peut signaler relativement aux couches réalisées en milieu sulfurique, les points essentiels suivants :

- La dureté propre de l'alumine est très grande, elle se situe entre le quartz et la topaze. La méthode classique de mesure de la microdureté (essais Vickers) est difficilement applicable à un échantillon d'aluminium anodisé le support aluminium est trop mou et l'oxyde cède sous le diamant. En plus, cette méthode ne permet pas de déduire la dureté de la couche. C'est une réponse de la déformation de la couche et le substrat ensemble.
- La dureté varie en sens inverse de la porosité.
- Les mesures de dureté pour les échantillons sans anodisation s'accordent bien avec la théorie. La dureté obtenue pour une charge de 100 g pour l'alliage durci est plus importante que celle obtenue pour l'alliage recuit. Cela est vrai puisque les alliages de la série 2000 sont des alliages à durcissement structural. Le durcissement structural de ces alliages, qui est dû à la précipitation de formes transitoires des composés d'équilibre CuAl_2 et CuMgAl_2 , leur confère d'excellentes propriétés mécaniques.
- Les microduretés des alliages anodisés sont voisines à celles sans traitements électrochimiques. D'une part, cela est dû à la réponse globale des deux déformations (substrat et couche) sous la pyramide en diamant du microduromètre et vue que l'épaisseur de la couche est trop petite par rapport à celle du substrat on retrouve la dureté du substrat et d'autre part, à cause des fissures développées sur les couches d'alumine. Le tableau IV.1 donne les valeurs moyennes obtenues pour trois essais pour les différents traitements.

Traitement thermique et électrochimique	Recuit	Durcissement structural	Recuit anodisé	Durci anodisé
Microdureté ($\text{HV}_{0,1}$)	84,42	118,45	85,76	124,76

Tableau IV.1 : Mesure de duretés des échantillons

Ces essais sont parfaitement inadaptés aux problèmes où la dureté de la couche est une caractéristique particulièrement recherchée, le contrôle de la dureté des couches peut être fait par des essais de nanoindentation

IV.5. LES ESSAIS DE TRACTION

Les éprouvettes ont été sollicitées par le déplacement de la traverse d'une machine de traction, à une vitesse de 0.2 mm/mn. Le comportement mécanique a été représenté par les variations de la charge résultante P en fonction d'un déplacement imposé du mors mobile.

IV.5.1. Modes de traction et influence de l'anodisation

Les courbes effort-déplacement obtenues pour les CT1 et CT2 sont représentées sur la figure IV.8

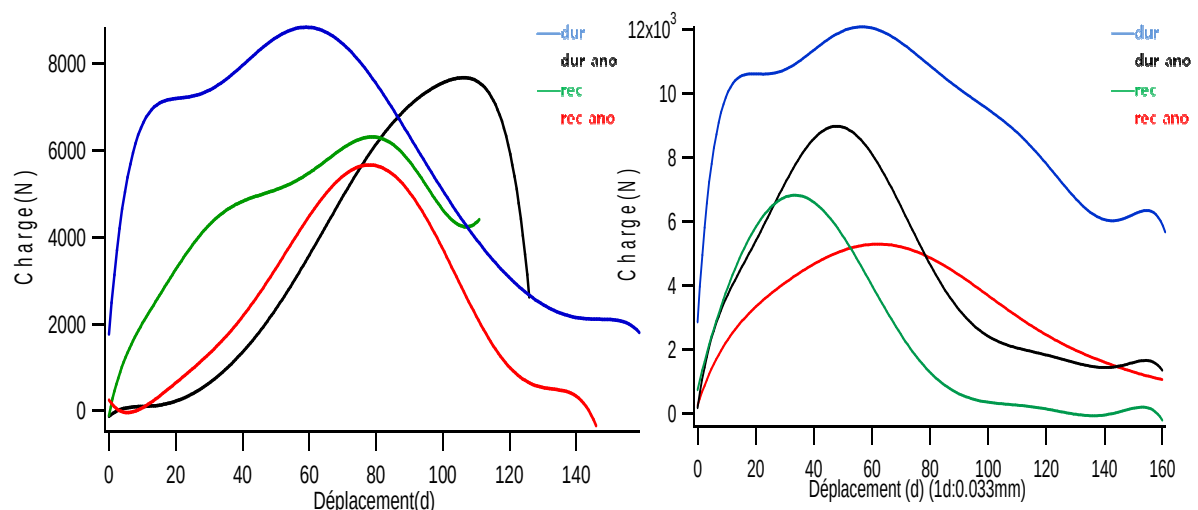


Figure IV.8 : Les courbes de traction: à gauche CT1, à droite CT2

*Remarque

Pour les plupart des cas : Chaque courbe représente 3 essais similaires.

*La figure montre bien que les courbes des éprouvettes sans anodisées comportent trois parties:

- Une phase initiale linéaire qui reflète le comportement élastique de la fissure;
- Puis une partie non linéaire de pente plus faible qui traduit la phase plastique;
- Enfin une décroissance de l'effort au-delà du maximum, qui résulte de la propagation instable du fissure.

*En revanche, Le comportement des éprouvettes anodisées n'est pas le même, selon les états métallurgiques du substrat.

D'après ces courbes on distingue :

-Une chute considérable dans l'élasticité des éprouvettes, donc le fond de fissure par l'anodisation subit un endommagement caractérisé par la diminution de la charge maximale R_m par rapport celle non anodisées, et aussi une diminution dans l'énergie suffisante pour amorcer la fissure (figure IV.9).

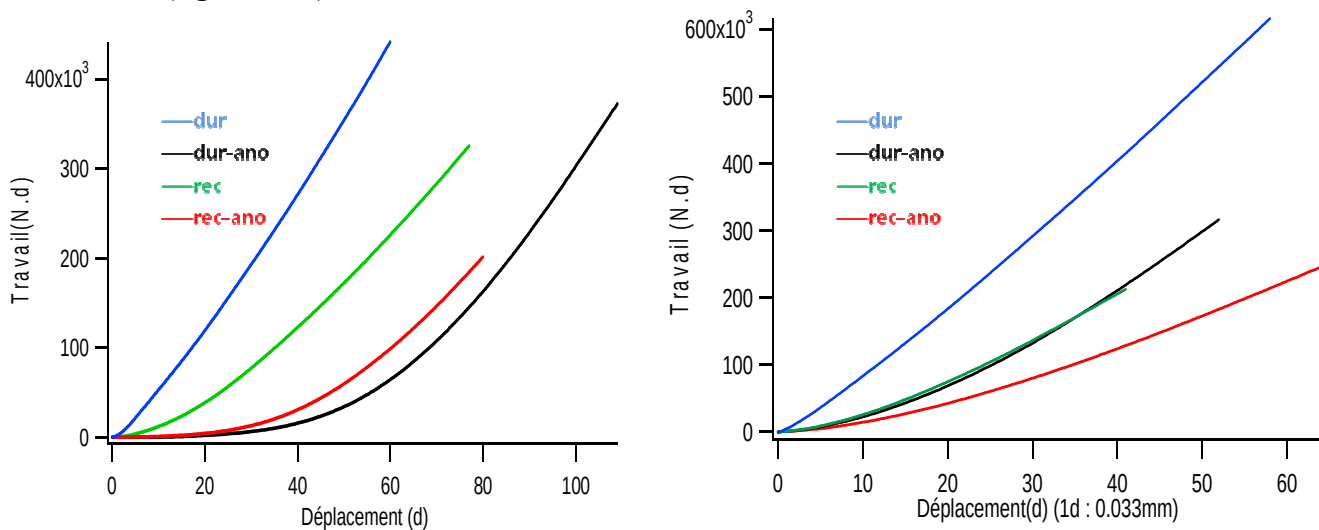


Figure IV.9 : Les travaux des forces extérieures (jusqu'à $t=t(R_m)$): à gauche pour CT1, à droite pour CT2

-L'initiation de la microfissuration superficielle, durant cette phase, et l'augmentation de la charge provoque une propagation discontinue de la fissure dans le matériau cela est probablement dû à une redistribution non uniforme des charges sur toute l'éprouvette, et surtout celle qui ont subi le traitement d'anodisation sur le fond de fissure,

-une cinétique d'avancement très faible par rapport des éprouvettes non anodisée, où les facteurs géométriques CT1 et CT2 rentrent dans l'estimation de cette cinétique : on obtient alors des courbes croissantes pour CT1 anodisé et décroissantes pour CT2anodisé (figure IV.10).

IV.5.2. Influence du traitement thermique :

Rappelant ce qu'on a dit Après l'étape de trempe, le matériau possède une dureté considérable par le fait de la chute thermique qui lui confère une résistance mécanique augmentée. En même temps la ductilité du matériau est réduite. Pour regagner de la ductilité, il faut réaliser une démixtion de la solution sursaturée dans l'aluminium. Le traitement thermique qui mène à ce but est un revenu, dont les précipitations sont très fines.

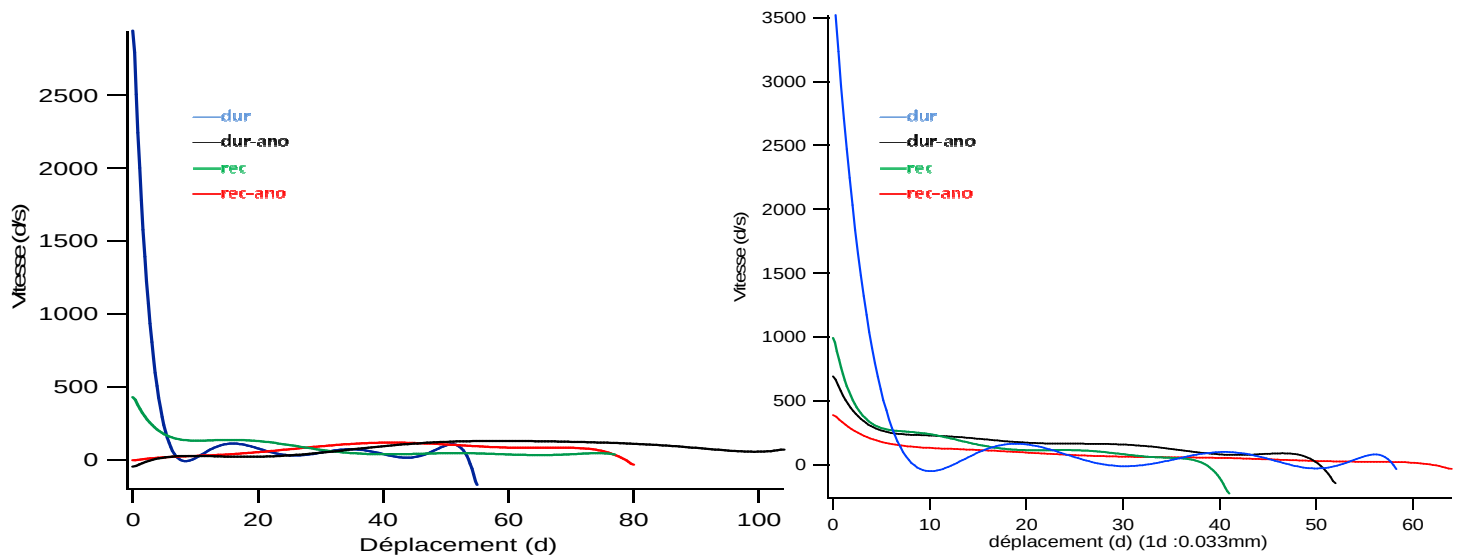


Figure IV.10 : les vitesses du chargement de CT1 et CT2

Ainsi, La résistance mécanique de notre alliage dans l'état de trempe (figure IV.8) n'est due qu'au durcissement par la solution solide, est encore médiocre. Un refroidissement très lent permet la démixtion de la solution en équilibre. Les précipités deviennent relativement grands et ne contribuent que peu au durcissement. L'opération de revenu après, va réaliser une démixtion (vers 160°C) de la solution sursaturée dans l'Aluminium et dans des précipités intermétalliques aussi fine que possible.

D'après les essais de traction et la forme de pénétration d'indenteur de microdureté (figure IV.11) ; nous avons remarqué que l'anodisation a une forte influence sur la propagation de fissure et la contrainte maximale à la rupture.

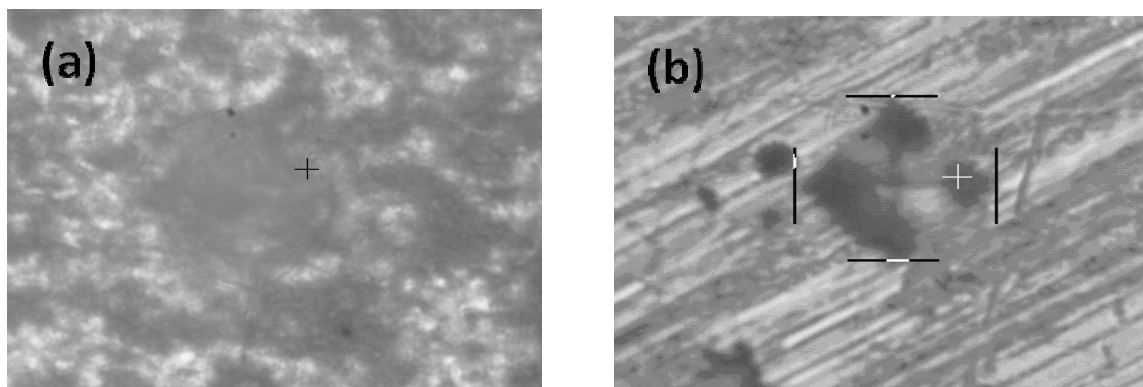


Figure IV.11: la forme de pénétration d'indenteur **des** deux échantillons (a) anodisé (b) non anodisé

Pour bien vérifier ça nous avons fait deux autres procédées de caractérisation sur la surface de nos éprouvettes. La première est la caractérisation thermographie qui s'intéresse par le dégagement de la chaleur au cours de la propagation de la fissure. La deuxième procédée faite à l'aide d'un extensomètre est pour déterminer la contrainte qui provoque cette propagation.

IV.6. DESCRIPTION THERMODYNAMIQUE DE L'AMORÇAGE DE LA FISSURE

D'après le chapitre précédant nous avons choisis quatre séries d'essais de traction pour cette description comme suit:

*2essais sur CT1 à l'état recuit (sans et avec anodisation);

*2essais sur CT2 durcis (sans et avec anodisation);

L'analyse du champ thermique dans le trajet de la fissure (de droite vers la gauche) nous a permis d'enregistrer ces courbes:

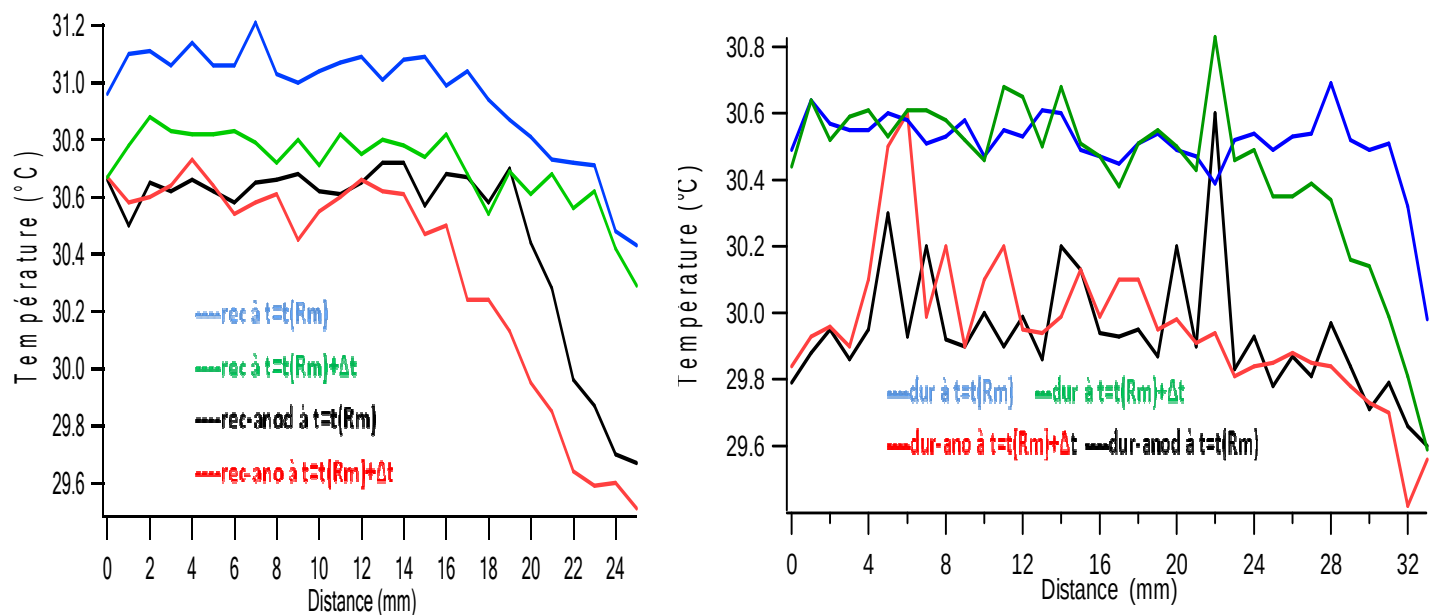


Figure IV.12: La répartition thermique sur le trajet de fissure

Tel que le trajet est schématisé en vert sur la figure IV.13

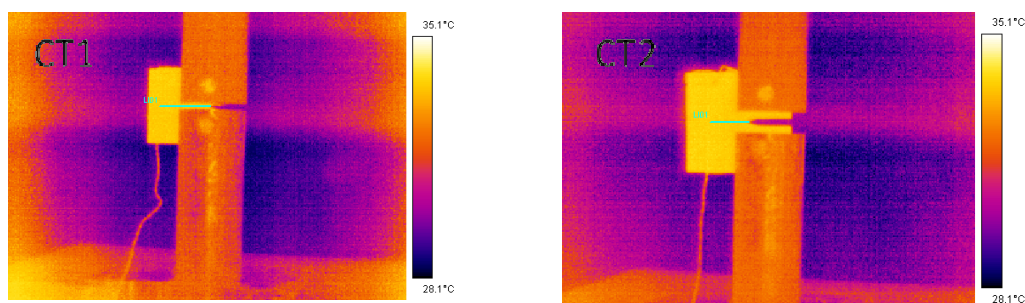


Figure IV.13: Les images thermiques des éprouvettes

On peut également analyser les zones très chaudes autour de la fissure (figure IV.13), prenant par exemple le cas des deux CT2 à $t_1 = 0.5 \cdot t(R_m)$, $t_2 = t(R_m)$ et $t_3 = 1.5 \cdot t(R_m)$.

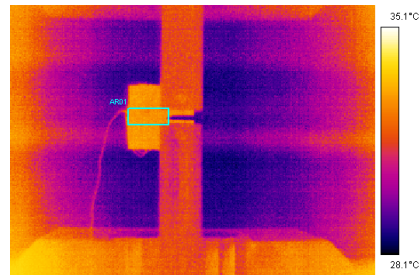


Figure IV.14 : Les bords de la zone CT2 en vert

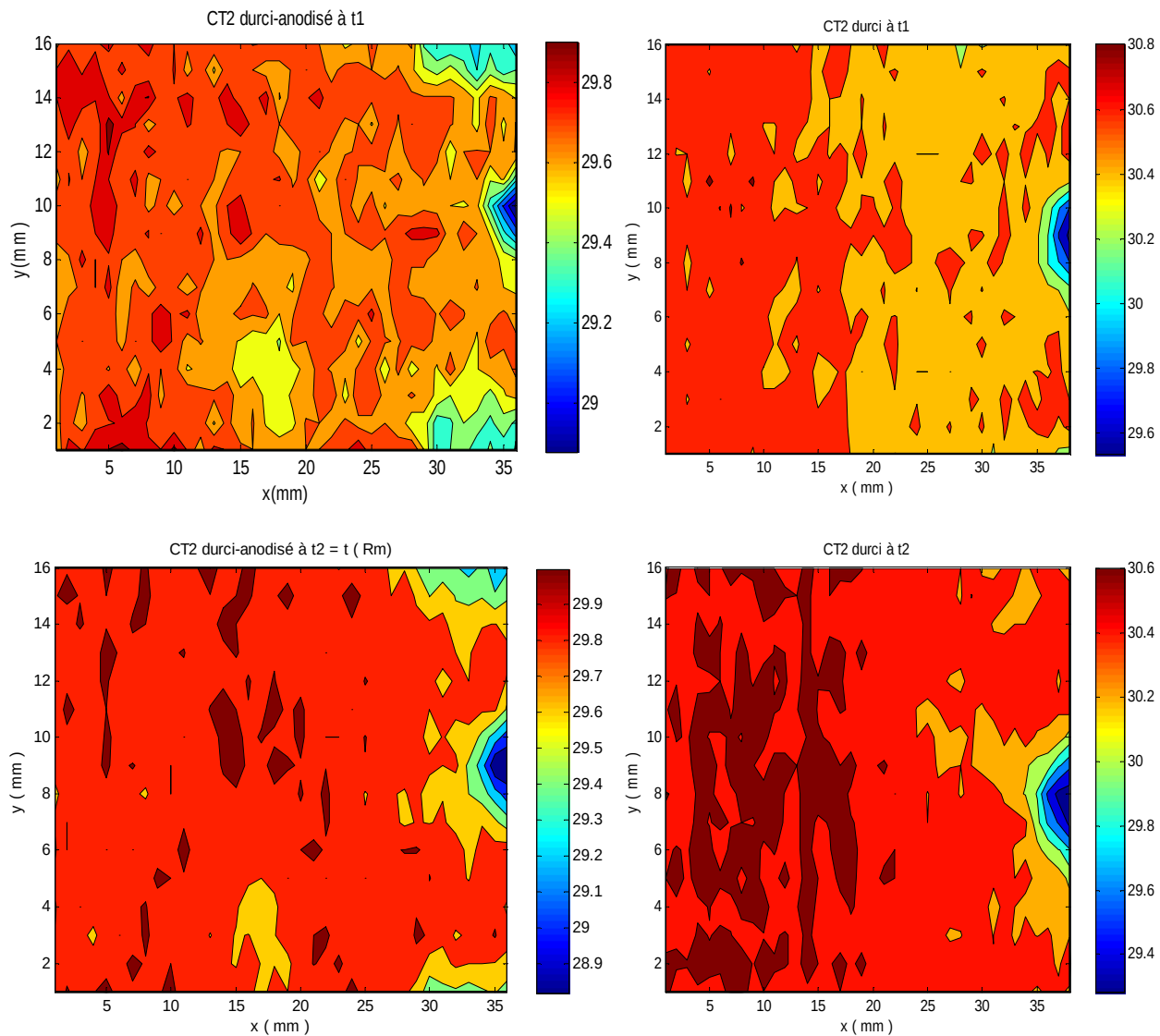


Figure IV.15 : Les répartitions thermiques des CT2 entre t_1 et t_2

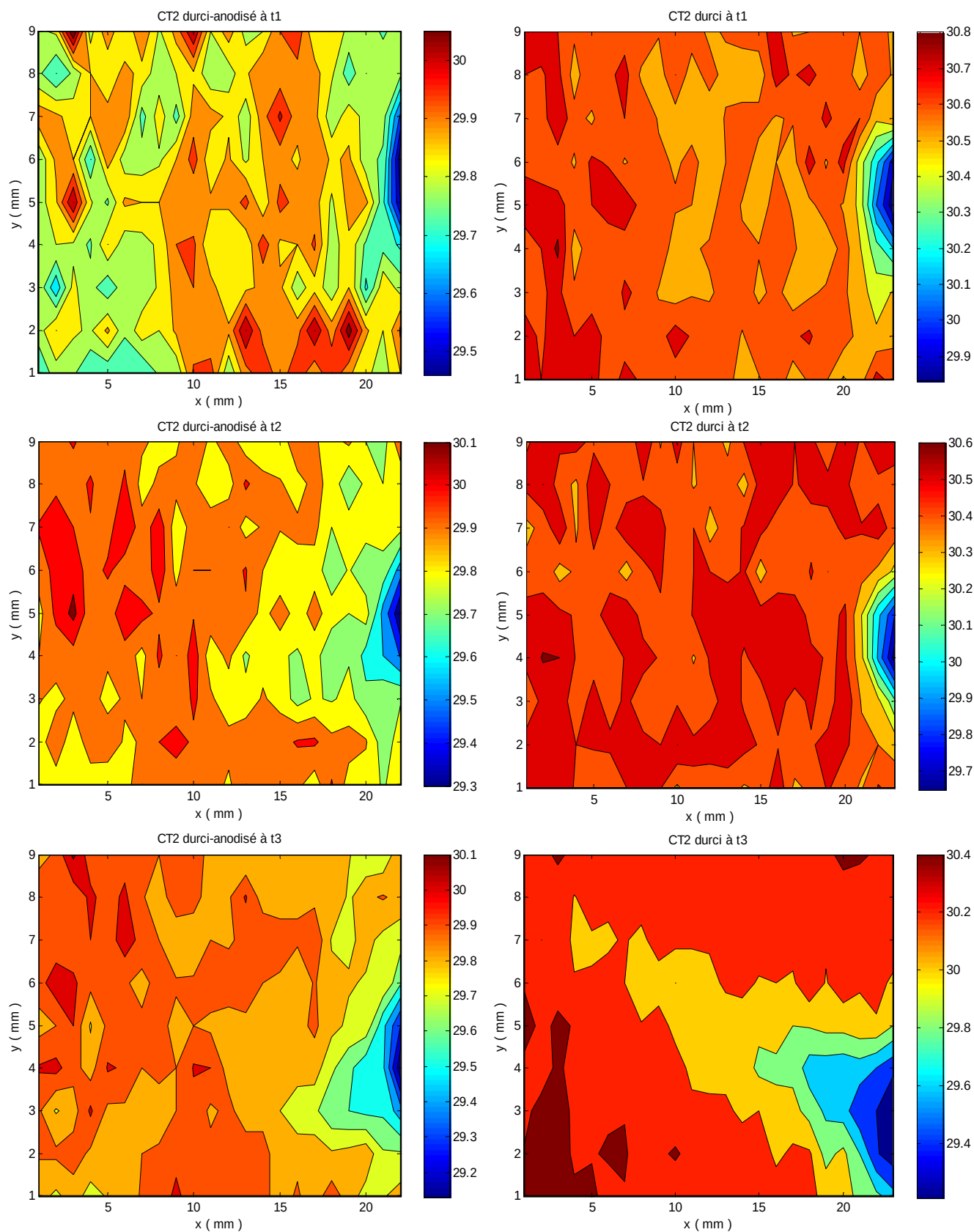


Figure IV.16 : Les répartitions thermiques des CT2 entre t1, t2 et t3

On peut constater

- Avant t_1 la distribution des flux thermiques est presque uniforme ;
- La plupart de la quantité de chaleur se dégage après le t_2 ;
- L'anodisation réduit le têt de la chaleur détectée (ça peut revenir au caractère isolante de la couche d'anodisation);
- L'interaction de flux de chaleur avec autres facteurs comme la convection de l'aire, le mouvement de l'éprouvette et la fréquence de camera thermique empêche de visualiser la température au point de la fissure.

IV.7. DISTRIBUTION DES CONTRAINTES A LA POINTE DE LA FISSURE

Lors des essais précédents, il a été question d'évaluer la déformation ou bien la pression superficielle qui s'agit sur la surface anodisée et non anodisée.

Après la mesure électrique par Spider8, on utilise le logiciel "CATMAN3" pour visualiser et enregistrer les courbes obtenues sur PC en format TXT.

L'analyse de courbes tirées par CATMAN3 (l'étalonnage) et ses comparaisons avec les courbes de traction permettent de décrire l'évolution de la contrainte qui agit lors de la fissuration :

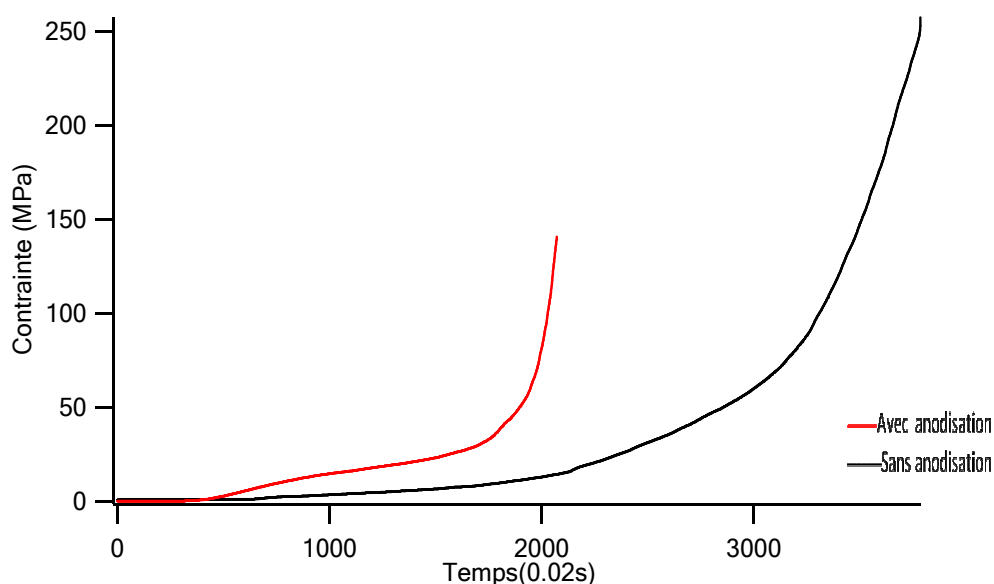


Figure IV.17 : L'extensométrie des CT2 durcis

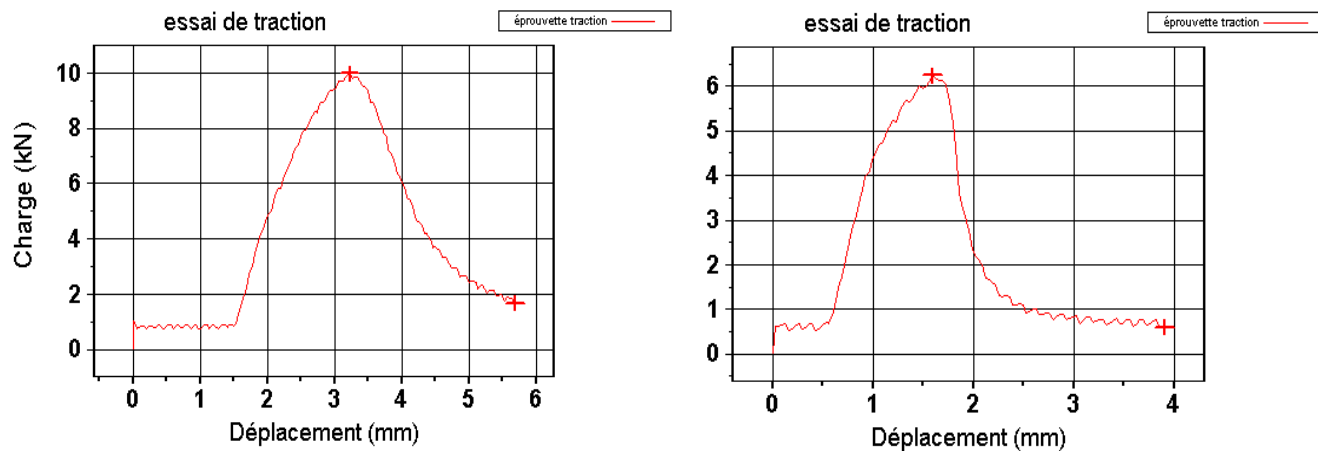


Figure IV.18 : les courbes de traction des CT2, à droite avec anodisation, à gauche sans anodisation

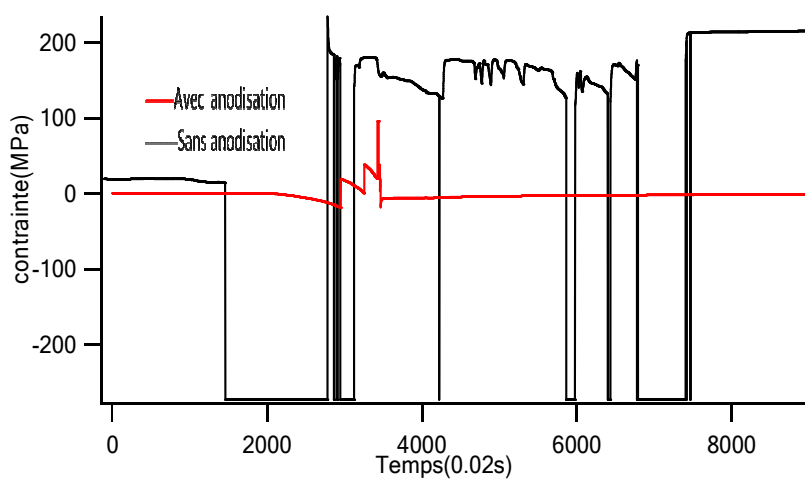


Figure IV.19 : L'extensométrie des CT1 sans durcissement structural

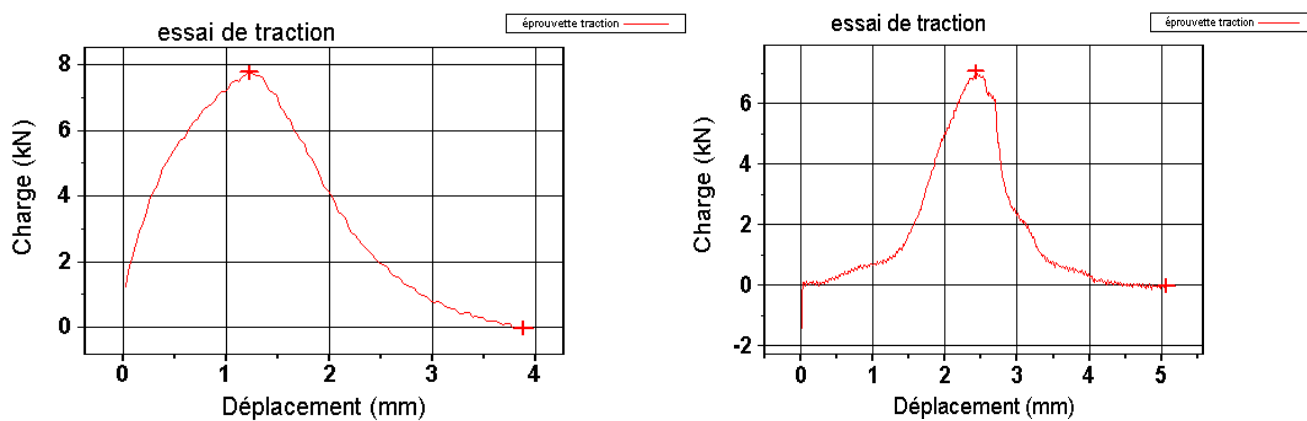


Figure IV.20 : Les courbes de traction des CT1, à droite avec anodisation, à gauche sans anodisation

Au voisinage du fond d'entaille, environ de 1 cm (figure III.8), nous avons collé une jauge sur la surface latérale de l'éprouvette.

Les figures (IV.17, IV.19) donnent la contrainte σ_{yy} en fonction de temps d'essai, enregistrée par la jauge située perpendiculairement à l'écoulement. On remarque, selon la figure, que :

- La contrainte dans le cas anodisé est inférieure à celui du cas non anodisé.
- L'éprouvette anodisé atteint sa maximum rapidement.
- une difficulté de déduire les zones plastique et élastique de nos éprouvettes.

On peut constater également que:

- Une propagation brutale dans le cas anodisé.
- Les jauges sur CT1 sont très sensibles aux autres phénomènes comme la flexion et la vibration d'éprouvette qui expliquent les amplitudes négatives.

IV.8. ESSAIS DE FATIGUE SUR CT1

IV.8.1. Courbe force (F) en fonction du nombre de cycle à la rupture (N)

Sous l'effet du chargement cyclique à force imposée, Il s'agit de commander l'essai cyclique en imposant un signal périodique de la force en fonction du temps. La déformation résultante est enregistrée en fonction du temps. Les paramètres opératoires sont :

- $F_a = \frac{F_{\max} + F_{\min}}{2}$ F_a : La charge nominale
- $\Delta F = F_{\min} - F_{\max} = 2\text{KN}$
- t_r : La durée de rupture
- N_i : Les cycles à rupture
- a : La longueur de fissure engendrée par l'évolution de fatigue
- on considère que la rupture est atteinte lorsque $a=30\text{ mm}$
- La Fréquence des essais: 25 Hz.

Une représentation force en fonction des cycles est alors déduite (figure IV.21)

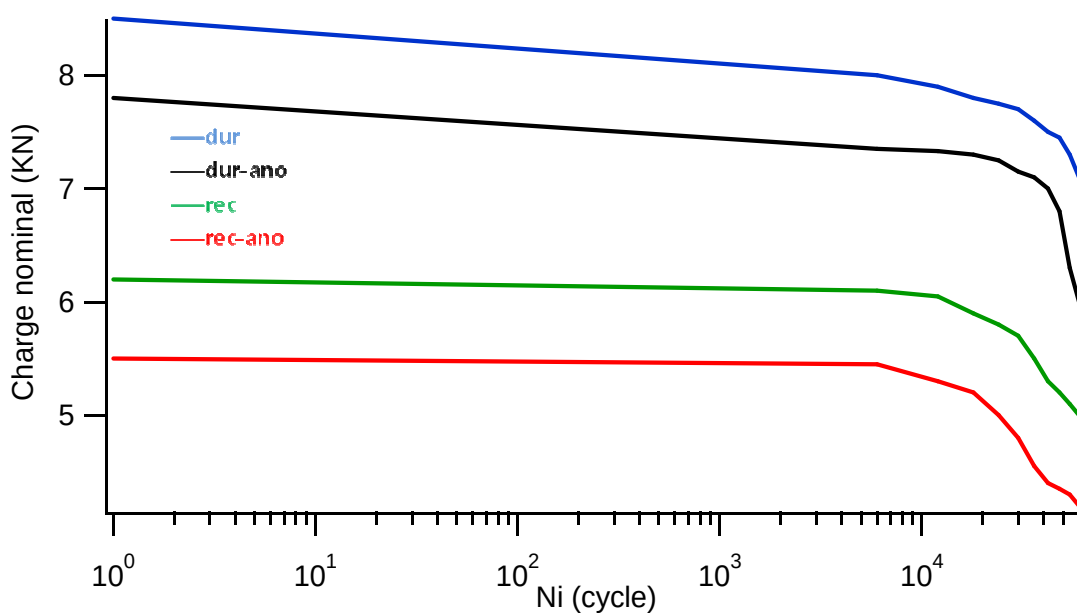


Figure IV.21 : Courbe force (F) en fonction du nombre de cycle à la rupture (N)

A partir des résultats expérimentaux précédents on peut citer les points suivants :

Comme les cas d'une anodisation sulfurique d'un alliage aluminium cuivreux : les sites d'amorçage sont fortement liés à l'existence du cuivre [55-56-57].

La figure IV.22 ($\sigma_a=220\text{MPa}$ et $f=25\text{Hz}$) montre que les précipitations (riches en cuivre) sont les origines des microfissures propagées sur la surface anodisée.

Donc : Les variations rapides de la contrainte nominale traduisent un durcissement prononcé correspondant vraisemblablement à une augmentation importante de la densité de défauts introduits dans la surface (l'émigration des ions de cuivre, la porosité, les effets secondaires du prétraitement....).

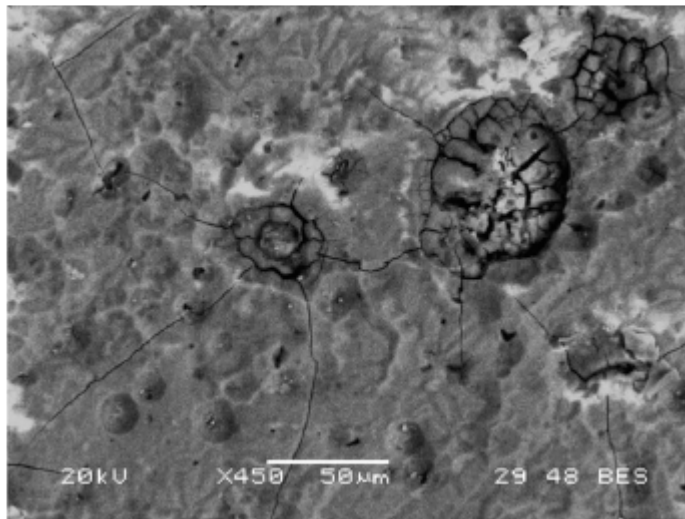


Figure IV.22 : Analyse micrographique d'un essai de fatigue d'un alliage d'aluminium 7075 (5.5%Zn, 2.6%Mg, 1.98%Cu, 0.48%Fe, 0.40% Si, 0.18% Cr, 0.14%Mn,) anodisé (2 A/dm, 20% H_2SO_4 , $19\pm 1^\circ\text{C}$, 35 min, épaisseur de $6\mu\text{m}$) [55]

Dans l'approche du point chaud, on fait l'hypothèse que "l'amplitude de la contrainte à l'endroit de l'amorçage est l'amplitude de la contrainte maximale. On peut faire dire que si la distribution des contraintes est élastoplastique, le lieu de l'amplitude maximale n'est pas situé au fond d'entaille mais à une petite distance derrière celui-ci"[58]. Nous proposons dans le cas d'anodisation sulfurique une possibilité que ce point va subir une contrainte inférieure et une distance éloignée.

La particularité du traitement de durcissement structurel (par rapport au recuit) basée sur les précipitations des CuAl_2 et des CuMgAl_2 , qui provoquent à la fois : une résistance considérable à la propagation de fissure et un amortissement de la vitesse de cette propagation (figure IV.24).

IV.8.2. Courbes propagation de fissure (a) en fonction du nombre de cycle (N)

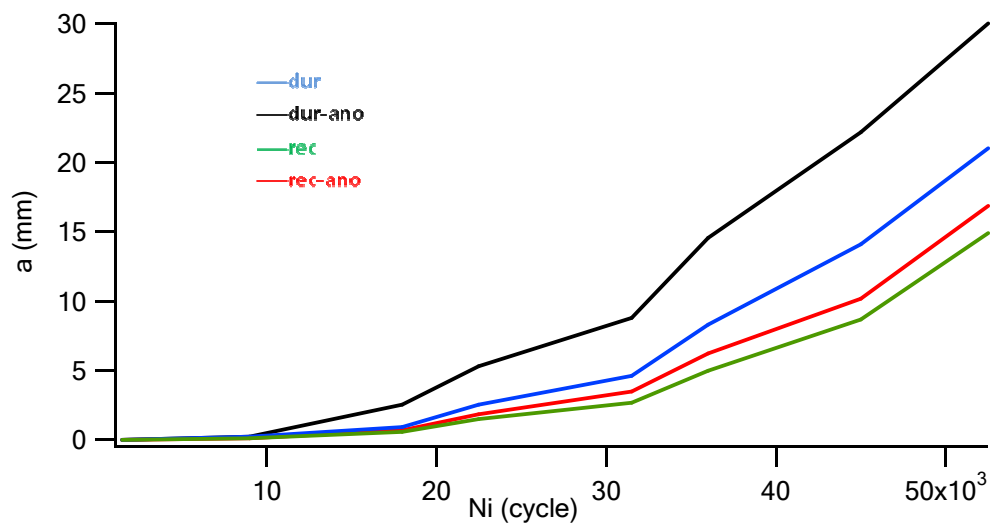


Figure IV.23: Courbes propagation de fissure (a) en fonction du nombre de cycle (N)

La dérivation de ces courbes nous permet de dessiner les vitesses de la propagation de fissure da en fonction des nombres de cycles N .

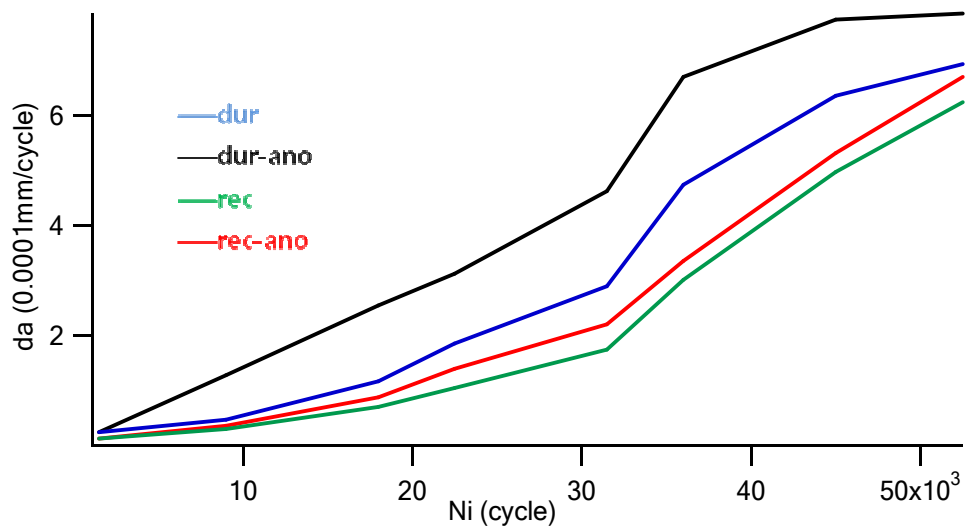


Figure IV.24 : Courbes vitesses de propagation de fissure (da) en fonction du nombre de cycle (N)

Le modèle proposé par ASTM [59]

$$K_Q = \frac{P_Q}{B \sqrt{W}} f(a/W)$$

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

K_Q : le facteur d'intensité de contrainte, P_Q : la charge appliquée (N), B : l'épaisseur de l'éprouvette (m), W : la profondeur de l'éprouvette "specimen depth"(pour CT1 $W=32.5+2.5=35\text{mm}$ (figure III.1)), a : la longueur du fissure avec la pré fissuration, $f(a/w)$ est une fonction croissante de a/w [57].

On a considéré $F(a/w)$ comme une fonction polynomiale de x tel que: $x = (a/w)$.

$$f(x) = 1.12 - 0.231x + 10.5x^2 - 21.72x^3 + 30.39x^4 \quad [57]$$

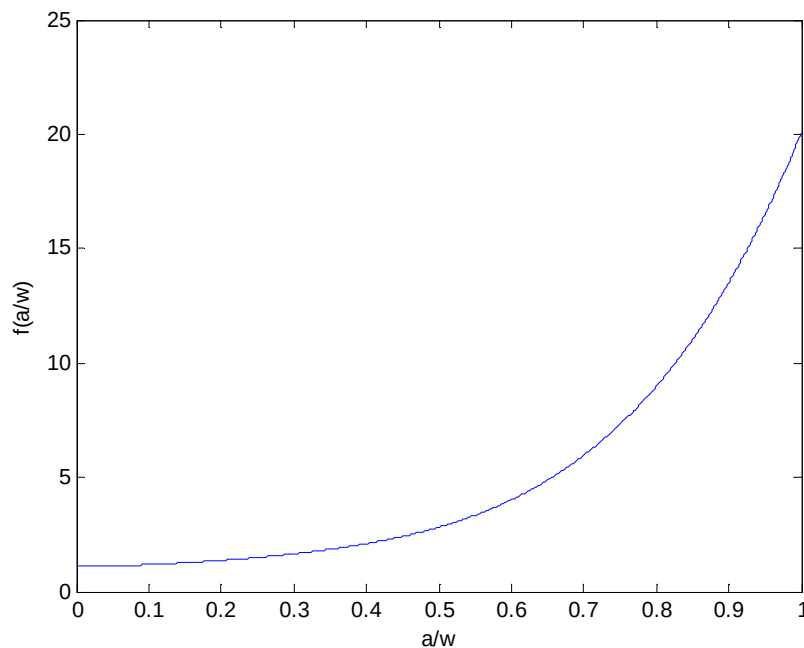


Figure IV.25 : la fonction $f(a/w)$

A partir la courbe des forces (figure IV.21), on a choisi $P_Q: 8\text{KN}$ pour le traitement du durcissement structural (sans et avec anodisation) et une charge de 6KN pour le traitement de recuit (avec et sans anodisation) à fin de dessiner la courbe du facteur d'intensité de contrainte.

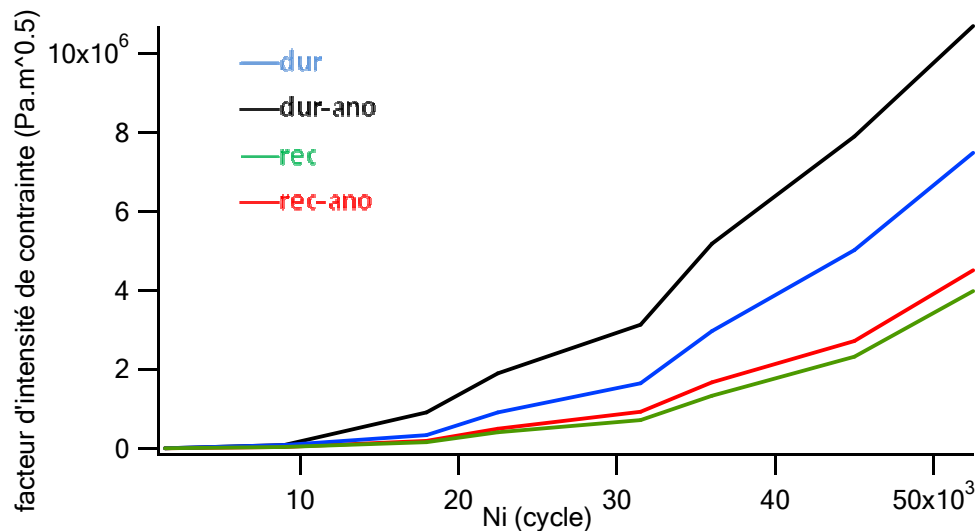


Figure IV.26: le facteur d'intensité de contrainte (K) en fonction du nombre de cycle (N)

L'opération de "cuve-fitting" sur le logicielle "IGOR" permet de dessiner la fonction $da=f(k)$, et de la mettre sous forme $(da/dN)=A(K)^m$, tel que A et m sont des constantes.

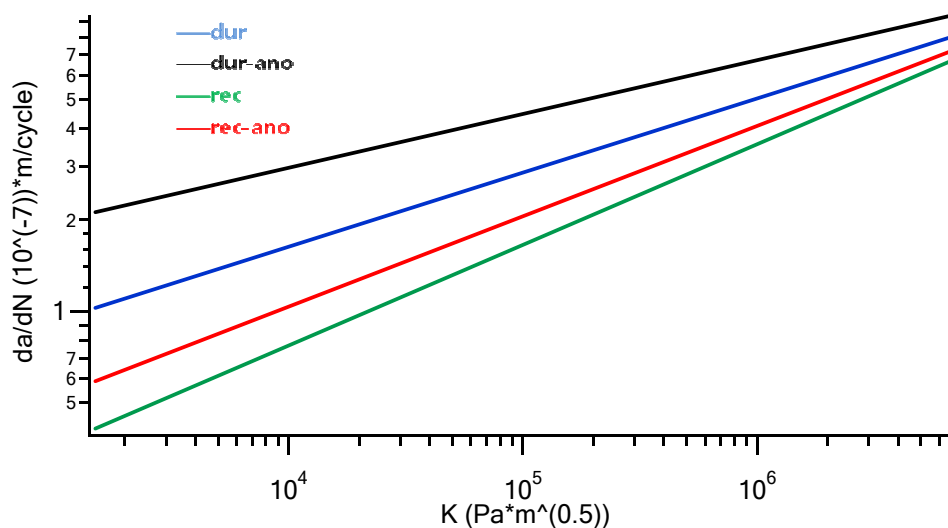


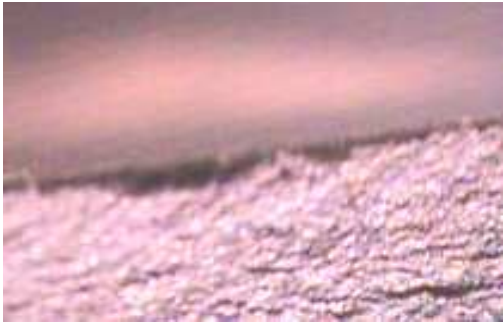
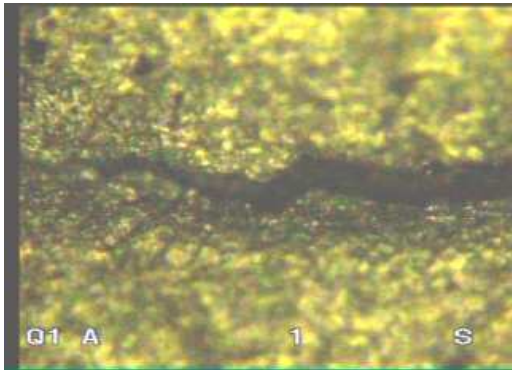
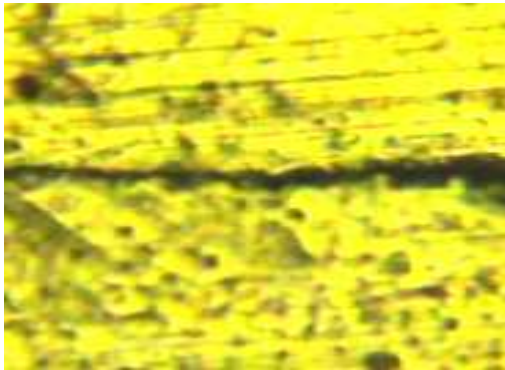
Figure IV.27 : Courbes vitesses de propagation de fissure (da) en fonction du Facteur K

Le traitement	A	m
Le durcissement structurel "dur"	$1.0054e^{-06}$	1.08
Le durcissement anodisé "dur-ano"	$1.049e^{-06}$	2.12
Le recuit "rec"	$9.0724e^{-07}$	0.40
Le recuit anodisé "rec-ano"	$9.5479e^{-07}$	0.58

Tableau IV.2 : Les coefficients A et m pour les différents traitements

En examinant le tableau 2, nous remarquons que le traitement "dur-anod", présente un exposant m de la loi de Paris plus élevé que celui des trois autres traitements. Ce qui se traduit par une vitesse de propagation de la fissure plus élevée.

IV.8.3. Observations au microscope optique

Avec anodisation	Sans anodisation
 Figure IV.28 : Micrographie montrant les stries visibles sur la surface de rupture pour un CT1 (durci-anodisé) par fatigue après 30000 cycles (x30)	 Figure IV.29: Micrographie montrant les stries visibles sur la surface de rupture pour un CT1 (durci) par fatigue après 30000 cycles (x25)
 Figure IV.30: Amorçage d'une fissure de fatigue dans une surface anodisée de CT1 par fatigue après 40000 cycles (x450). Cette figure montre bien le phénomène de ramification	 Figure IV.31 : Amorçage d'une fissure de fatigue dans une surface de CT1 par fatigue après 40000 cycles (x450)
 Figure IV.32 : La réfraction et le cassage dans les bords d'une fissure après 40000 cycles dans une surface anodisée (x450)	 Figure IV.33: Une taille de fissure d'une surface de CT1 après 40000 cycles (x450)

IV.9. CONCLUSION

Dans ce chapitre, nous avons cherché à déterminer si la couche d'anodisation sulfurique (AS), avec nos paramètres optimisés, va améliorer ou dégrader la tenue en fatigue de l'AU4G,

Tout d'abord nous avons choisis deux traitements thermiques pour montrer les particularités du durcissement structural par rapport à un traitement de référence qui est le recuit.

Dans un premier temps, nous avons déterminé les caractéristiques de notre couche déposée sur les éprouvettes, par des observations sur le M.O et sur le SEB et des mesures de différentes grandeurs tels que la micro-dureté, la résistance électrochimique)

Dans un deuxième temps, nous avons montré que l'anodisation sulfurique optimisée (ASO) avait des effets défavorables en traction, Cela pourrait signifier que la contrainte maximale à la traction (qui sera le premier point de la courbe de Wöhler) va subir une diminution qui peut atteindre les 10% en CT1 par le fait de l'anodisation (AS).

Pour préciser l'effet de l'anodisation sur le mécanisme de la propagation des fissures nous avons remarqué au cours des observations par (M.O) des essais de traction et des essais de fatigue, les effets suivants:

- ✓ L'influence de l'anodisation est fortement liée à l'état microstructurale de l'alliage;
- ✓ L'anodisation augmente la plasticité de l'alliage pour des sollicitations en mode I;
- ✓ Le facteur de concentration des contraintes de la surface anodisée est plus au moins inférieur à celui du cas non anodisée, ce qui explique l'apparition des microfissurations au cours des essais de fatigue;
- ✓ Le facteur d'intensité de contrainte de la surface anodisé est supérieur à celui du cas non anodisée, en conséquence, la vitesse de propagation des fissures dans la surface anodisée est rapide;
- ✓ La fragilisation de la surface anodisée est très claire par le microscope optique au cours de l'évolution de la fatigue, on remarque l'apparition des stries et des fissures courtes qui sont très nombreuses par rapport aux échantillons non anodisé.

CONCLUSION GENERALE

Le travail présenté dans ce mémoire constitue une base de compréhension du phénomène généré par le traitement d'anodisation sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium utilisés en aéronautique. Il s'inscrit dans le cadre des travaux de recherches entrepris au sein du Laboratoire Génie des Matériaux de l'Ecole Militaire Polytechnique.

L'objectif principal de ce travail est de contribuer à analyser le comportement fissuration-propagation-rupture pouvant intervenir dans l'endommagement sous sollicitation cyclique de pièces en alliage d'aluminium anodisé utilisé en aéronautique. Les essais mécaniques s'accroissent sur trois axes :

- La sollicitation des pièces de l'AU4G anodisées induit un phénomène d'amorçage des fissures. Celui-ci est connu comme capable de générer rapidement (par rapport aux pièces non anodisées) une fissuration susceptible de mener à une rupture catastrophique ;
- La propagation des fissures dans la structure qui est fortement influencée, d'une part, par les concentrations de contraintes dues à la géométrie des pièces, l'énergie dissipée lors de ce phénomène, et le travail des forces extérieures, et d'autre part par les propriétés intrinsèques du matériau représentées par sa nature, son état de surface et son histoire thermique.
- Par conséquent la fiabilité, "en termes de durées de vie", d'une pièce anodisée va prendre des allures différentes que celle du cas non anodisé, cette constatation se base sur l'étude des contraintes appliquées en fonction des cycles à rupture.

Conformément à cette étude, ces trois points ont été les principaux éléments abordés au cours de ce travail. L'analyse s'appuie sur une partie expérimentale, qui comprend deux caractérisations de la fissuration, l'une par une méthode de suivi de l'extension des jauges de déformations, et l'autre par la thermographie qui décrit la propagation des fissures en présence de concentration de contraintes par ses émissions thermiques.

La méthode de l'extensométrie est une méthode de contrôle utilisée pour suivre les déformations dans les matériaux métalliques. Dans notre cas, elle est utilisée pour suivre l'évolution des contraintes au voisinage de la fissure. Cette méthode nous a permis de déterminer une réponse précise d'une fissure amorcée à la surface "représentée par des contraintes" au cours d'un chargement.

Des essais expérimentaux ont permis de caractériser les conditions de chargement conduisant à l'amorçage et la propagation de fissures dans l'alliage 2017A étudié pour deux traitements (un durcissement structural et un recuit) avec et sans anodisation.

Nous avons alors fait des comparaisons comme suit :

*En traction:

- La charge à rupture;
- L'aspect énergétique;
- La contrainte maximale à la rupture.

*En essai de fatigue

- La charge nominale à rupture;
- La cinétique de propagation de fissure.

Cette étude sur fatigue-anodisation d'une fissure par cyclage dans le cadre d'une thèse touche maintenant à la fin. Nous avons réussi à avancer dans la compréhension de ce phénomène. Cependant, tout n'est pas résolu et quelques questions sont apparues au fur et à mesure de nos travaux.

Il serait intéressant de prévoir un chargement mécanique cyclique simultané pour approcher au plus près des conditions réelles de sollicitation des structures. Ce chargement est déduit par des grands nombres de cycle qui ne sont pas abordé ici.

La chute considérable dans les caractérisations mécanique peuvent être modifiée par:

- La considération d'autres bains d'anodisation afin d'obtenir une couche donnant un bon compromis entre le comportement en fatigue de cet alliage et sa résistance à la corrosion.
- La modification dans le type et la géométrie des éprouvettes.

L'utilisation des moyens de caractérisation au niveau des essais de fatigue sera obligatoire pour suivre la longueur de fissure, les déformations cycliques, le durcissement cyclique, et l'adoucissement cyclique sans et avec traitement.

Il serait également intéressant de protéger les essais contre l'interaction avec autres facteur comme:

- Le glissement de l'éprouvette au cours d'un essai et la performance des mors d'essai;
- Le montage et le démontage de l'éprouvette et ses influences sur les indications du capteur des forces;
- La dispersion des résultats.

Références Bibliographiques

- [1] J. Barralis & G. Maeder; "Précis de métallurgie. Elaboration, structures - propriétés et normalisation"; Nathan, 5 Edition, 1990.
- [2] DEVELAY. R; "Les caractéristiques à chaud des alliages d'aluminium de fonderie"; 1962.
- [3] B. Barlas; "Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie"; PhD thesis, Ecole des mines de Paris, 2004.
- [4] E. Sarrazin; "Modélisation du soudage des alliages d'aluminium"; PhD thesis, Ecole Polytechnique LMS, 1995.
- [5] R. Develay ; " Traitements thermiques des alliages d'aluminium"; Technique d'Ingénieur, M 1 290 P1/3, 2006
- [6] R. Develay; "Données numériques sur les alliages d'aluminium de transformation". Technique d'Ingénieur, M 445 P10 ; 2006
- [7] S. Jacob ; " Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie"; Technique d'Ingénieur M 4 675, 2006
- [8] R. Davis "Aluminum and aluminum alloys", Ed. by ASM International , Print.3, 1994
- [9] R. Develay; "Propriétés technologiques de l'aluminium et ses alliages corroyés". Technique d'Ingénieur, **M 439-6** ; 2006
- [10] G. Hartmann " l'histoire de l'aluminium " 1965.
- [11] J. Lefebvre; "Traitements anodiques de l'aluminium et ses alliages"; Technique d'Ingénieur, MD3, P1630, 2000.
- [12] Ingénieurs Du Groupe Pechiney; "Mise en œuvre et utilisation de l'aluminium et ses alliages"; Tome II, Ed Eyrolles, 1964.
- [13] C. Brault; "Anodisation des métaux légers ou semi légers "; Ed CETIM, 1987.
- [14] I. Franan, R.Dupree, Y. Jeong, G. E. Thomson, G. C. Wood & A. J. Forty; " Structural chemistry of anodic alumina " ,Thin Solid Film ,Vol 173, p. 209 – 215; 1989.
- [15] J. P. O'Sullivan & G. C. Wood ;" The morphology and mechanism of formation of porous anodic films on aluminium " ; Proc. Roy. Soc. Lond.; Vol 317, p. 511 – 543; 1970.
- [16] C. Brault; "Anodisation dure des alliages d'aluminium"; Galvano Organo, Traitement de surface, 1999.
- [17] M.De Bonte, J.P. Celis "Anodiser Métallerie 65 ; Spéciaux soudages" ; Avril 2004

- [18] Adal ; " Vade-Mecum anodisation". Association pour le développement de l'aluminium anodisé ou laqué", Paris, 1997
- [19] C. Fares ; "Amélioration du comportement à la corrosion de l'aluminium en présence de mercure Par un dépôt de Nickel chimique"; Thèse de Magister, EMP, 2002.
- [20] M. Laribi ; "Etude de l'oxydation Anodique dure d'un alliage d'aluminium Type AG₃ en milieu sulfurique et sulfurique - Acétique"; Thèse de Magister, EMP, 2000.
- [21] MARC.B, "Méthodes de caractérisation mécanique des matériaux" 2007.
- [22] PROUDHON.H, "Identification des mécanismes de fissuration dans un alliage d'aluminium sollicité en fretting et en fatigue", Ecole doctorale, matériaux de Lyon, 2005.
- [23] Sylvie Pommier "Licence de Mécanique et de Technologie" Année L3 Science des Matériaux (LA 314) ,2005.
- [24] Gilles POMEY, Henri Paul, " Essais de fatigue», technique de l'ingénieur, M 130-2,2000
- [25] RABBE P, LIEURADE P, GALTIER A., "Essais de fatigue", technique de l'ingénieur, Fascicules, M4 170et 171, 3, 2006
- [26] ELLYIN.F, "Fatigue Damage, Crack Growth and life Prediction", London, 1997
- [27] PINEAU.A, "Mécanismes d'accommodation et de fissuration en fatigue oligocyclique ", Mécanique- Matériaux-Electricité, n° 323-324, P.6, 1976.
- [28] PINEAU A., "la fatigue plastique oligocyclique", In la fatigue des matériaux et des structures, Chap.4
- [29] PLAK J., DEGALLAIX G., DEGALLAIX S., "the role of cyclic slip localization in fatigue damage of materials", journal de physique IV, Vol 3, P.673, 1993.
- [30] Paris, P. C. & Erdogan, F. 'A critical analysis of crack propagation laws'. Journal of Basic Engineering 1960; 85: pp. 528-534.
- [31] Paris, P. C., Gomez, M. P. & Anderson, W. P. "A rational analytic theory of fatigue. The Trend in Engineering" 1961; 13: pp. 9-14.
- [32] Elber, W. "Fatigue crack closure under cyclic tension. Engineering Fracture Mechanics" 1970, 2, pp. 445-.
- [33] R. Develay "Aluminum et alliages d'aluminium corroyés : propriétés métalliques", Technique d'Ingénieur,2006
- [34] S. Mezlinia, K. Elleuchb, P. Kapsac; "The effect of sulphuric anodisation of aluminium alloys on contact problems"; Surface & Coatings Technology 200 (2006) pp. 2852–2856.

- [35] M. Maejima, K. Saruwatari, K. Isawa, M. Takaya, K. Okada & M. Matsua; "Abrasion Resistance of Anodized Coatings on Aluminium Alloys Tested With an Abrasion Metal Wheel Tester". *Metal finishing* (1998).
- [36] H. Habasaki, K. Shimizu, P. Skeldon, G. E. Thompson, & G. C. Wood; "Formation of amorphous anodic oxide films of controlled composition on aluminium alloys". *Thin solid films* (1997), Vol 300, P.131.
- [37] K. Elleuch, S. Mezlini, S. Fouvry, Ph. Kapsa; "Fissuration en fretting d'un alliage d'aluminium 2618A en contact avec l'acier 100C6 - Critère de fatigue. SF2M » ; *Fatigue et environnement* (2000), Paris, Vol 19, P.1.
- [38] A. M. Cree, G.W. Weidmann ; "effect of anodised coatings on fatigue crack growth rates in aluminium alloy"; *surface engineering* (1997), Vol 13, p. 51.
- [39] A. M. Cree, G.W. Weidmann ; "The fracture and fatigue properties of anodised aluminium alloy"; *Trans IMF* (1997), Vol 74, p. 199.
- [40] J. M. Gotez; "Investigation of coating cracking and fatigue strength of 7050-T74 aluminum alloy with different anodize coating thicknesses" ; Honors Thesis, The Ohio State University (2005).
- [41] ALU MENZIKEN "Catalogue d'alliages de corroyage d'aluminium", association européenne, Édition 2004
- [42] NFE 27-006. "Essais mécaniques : produit sidérurgique", recueil de normes, Tome 08, Afnor 1991.
- [43] SCHUCO. "Pre-treatment of Aluminium Surfaces", www.schueco.com, june 2009.
- [44] Directive QUALANOD. "Directive concernant le label de qualité QUALANOD pour l'anodisation sulfurique de l'aluminium", Organisme certifié, Tödistrasse 47, CH-8002 Zurich, janvier 2005.
- [45] P. Moller, D. technisca, "Traitement de surface des alliages d'aluminium", TALAT (Training in aluminium application technologies); 2002.
- [46] DÖLL W., "An experimental study of the heat generated in the plastic region of a running crack in different polymeric materials ", *Engng Fract Mech*, vol. 5, 1973, p. 259-268.
- [47] D.A. SHOCKEY, KALTHOFF J., KLEMM W., WINKLER S., "Simultaneous measurements of stress intensity and toughness for fast running cracks in steel. ", *Exp Mech*, vol. 40, 1983, p. 140-152.

- [48] FULLER K., FOX P., FIELD J., "The temperature rise at the tip of fast-moving cracks in glassy polymers ", Proc Roy Soc Lond, vol. 341, 1975, p. 537-557.
- [49] BUI H., EHRLACHER A., NGUYEN Q., "Thermomechanical couplings in fracture Mechanics", Thermomechanical couplings in solids., Paris, 1-5 September 1986, Elsevier Science Publishers, New York, p. 327-341.
- [50] WEICHERT R., SCHÖNERT K., "Heat generation at the tip of moving crack. ", Mech Phys Solids, vol. 26, 1978, p. 151-161.
- [51] RICE J., LEVY N., "Local heating by plastic deformation at a crack tip", Physics of strength and plasticity, Cambridge, 1969, MIT Press, p. 277-293.
- [52] R. Krishnakumar, R. Narasimhan, J. Hodowany. "Temperature rise in a visco-plastic material during dynamic crack growth". Int J Fract, 1991.
- [53] Rice. J.R, Paris. P.C. Merkle J. G; "Some further results on J intergral analysis and estimated", ASTM-STP 536, pp.231-245, (1973).
- [54] Marc.B; "Méthodes de caractérisation mécanique des matériaux ", 2006-2007.
- [55] B.Lonyuk, I. Apachitei, J. Duszczuk "The effect of oxide coatings on fatigue properties of 7475-T6 aluminium alloy", Delft Technical University of Technology, Rotterdamseweg 137, Delft, 2628 AL, The Netherlands, February (2006).
- [56] E.Cirik, K Genel "Effect of anodic oxidation on fatigue performance of 7075-T6 alloy", Institute of Sciences and Technology, Sakarya University, Adapazari 54187, Turkey (2008).
- [57] A.M. Cree, G.W. Weidmann. " The fracture and Fatigue Properties of anodized Aluminum Alloy". Britannia Royal Naval College Dartmouth. (1997).
- [58] A. Buch « Analytical approach to size and notch size effect in fatigue of material specimens », Materials Science and Engineering, Vol. 15, pp 75-85, (1974).
- [59] Annual book of ASTM. "Standard test method for plane-stain fracture toughness of metallic materials"., designation: E399-90 (Reapproved 1997)
- [60] X. Kewein, H. Jiawen, "Prediction on notched fatigue limits for crack initiation and propagation". Engineering fracture Mechanics, Vol. 41, N°, pp 504-410, (1992).



M. BENLAMNOUAR. Mohamed. Farid, Né le 22/01/1983 à Zaouia-El-Abidia (W. Ouargla). Titulaire d'un baccalauréat Série science exactes, lycée EL-Kawakibi en 2001. Ingénieur d'état en génie mécanique, option sciences des matériaux délivré par l'université des Sciences et la Technologie Houari Boumediene d'Alger. Inscrit en Magister depuis novembre 2007 à l'école militaire polytechnique de Bordj El-Bahri Alger, filière ingénierie des systèmes mécaniques, option mécanique des matériaux.

Résumé :

Le présent travail porte sur l'influence d'un traitement d'anodisation optimisé sur le comportement en fatigue dans un alliage spécifique à l'application aéronautique subit deux traitements thermiques différents où le phénomène essentiel est reconnu pour tenir compte de la problématique énoncée.

Des essais de fatigue sont réalisés sur des éprouvettes (CT) à l'aide de la machine de fatigue Hydropuls, sous l'effet d'un chargement cyclique. Lorsque la fissure est amorcée, sa présence inhérente aux surfaces anodisées et la concentration de contraintes modifiées de façon important par le traitement d'anodisation, peuvent provoquer la propagation rapide d'une telle fissure. Pour cela on a examiné les aspects thermiques et mécaniques de la fissuration sans et avec anodisation par la thermographie et l'extensométrie.

Mots clefs : Fissuration, Essai de fatigue, Essai de traction, Le AU4G, Les éprouvettes (CT), La thermographie, L'extensométrie, L'anodisation sulfurique, Les traitement thermique.

Abstract:

This work concerns the influence of a sulfuric anodization in the fatigue comportement of an alloy specific to aeronautical application for two thermal treatments where the essential phenomenon is recognized to take account of the stated problems.

Fatigue tests are conducted on specimens (CT) using the Hydropuls machine, under the effect of cyclic loading. When the crack is started, its presence inherent in the anodized surface and the concentration stress modified by the chemical treatment can cause the quick propagation of such crack. For that, the thermographs and the extensometric technique are present to examine the thermal and mechanical aspects.

Key words: Fatigue test, Cracking, the 2017A, Specimens (CT), Tension test, the thermographs, The extensometric, The sulfuric anodization, Termical treatments.

ملخص

الهدف من هذا البحث هو دراسة تأثير الأكسدة الأنودية على الإعياء الميكانيكي وانتشار التشققات في مزيج خاص لصناعة الطائرات من أجل معالجتين حراريتين مختلفتين له، وذلك من أجل دراسة المشكل المطروح.

أجريت تجارب الإعياء على عينات الجر المندمج المعالجة كيميائيا والغير معالجة بواسطة آلة "Hydropuls" تحت تأثير قوى جيبيية. من أجل المتابعة الأنوية للتشقق الذي من الممكن أن يكون سريعا بفعل الأكسدة الأنودية استعملنا طريقتين: الفحص الحراري بواسطة الأشعة تحت الحمراء والميكانيكي بواسطة مجسات القياس.

كلمات مفتاحية: التشققات, تجارب الإعياء الميكانيكي, تجارب الشد الميكانيكي, مزيج "2017A", البيان الحراري بالأشعة تحت الحمراء, عينة (CT), البيان بطريقة الاهتزازات "L'extensométrie", الأكسدة الأنودية, المعالجات الحرارية.