

Ecole Nationale Polytechnique

Département: Métallurgie

THESE

Présentée pour l'obtention du grade de

MAGISTER

en Métallurgie

par M^r CHERIET Nabil

Thème

**Etude du comportement en
fatigue-corrosion de l'alliage
AlCuMg (2024 T3)**

Soutenue publiquement en Avril 1992 devant le jury composé de:

Président Prof. Rechak. S

Examineurs M^r Hellal. F
 M^r Mesrati. N
 M^r Olladj. M

Co-Rapporteur M^r Souami. N

Ecole Nationale Polytechnique

Département: Métallurgie

THESE

Présentée pour l'obtention du grade de

MAGISTER

en Métallurgie

par M^r CHERIET Nabil

Thème

*Etude du comportement en
fatigue-corrosion de l'alliage
AlCuMg (2024 T3)*

Soutenue publiquement en Avril 1992 devant le jury composé de:

Président

Prof. Rechak. S

Examineurs

M^r Hellal. F

M^r Mesrati. N

M^r Olladj. M

Co-Rapporteur

M^r Souami. N

بِسْمِ اللّٰهِ الرَّحْمٰنِ الرَّحِیْمِ

وَقُلْ إِعْمَلُوا

A tous ceux qui me sont chers
Je dédie ce travail.

Nabil. C

Remerciements

J'aimerais remercier les direction des instituts I.T.N.E.S chimie industrielle et aéronautique de l'université de Blida pour m'avoir permis de réaliser ce travail.

Je tiens à remercier en premier lieu le Profeseur Leps.G pour l'aide quotidienne qu'il ma accordée depuis le début de ce travail.

Je remercie plus particulièrementle Professeur J-P Bailon, par l'intérêt qu'il y portait a mon travail, a su me faire profiter de son experience personnelleau cour de mon stage à Montréal (E.P.M) pour l'orientation de cettravail.

Je remercie également Monsieur Souami .N, co-directeur, qui n'a amenagé aucune peine à m'aider à la structuration du comptenu de ma thèse

Je remercie Monsieur Rechak .A Professeur à E.N.P pour l'honneur qu'il me fait en accéptant la présidance du Jury de cette thèse.

Mes remerciements vont également à Messieurs Hellal .F et Mesrati .N ainsi que Monsieur Oulladj .M de l'intérêt qu'ils ont manifesté à cette étude en accéptant de faire partie des membres de Jury

Je prie Monsieur le Professeur Keasche .H et son équipe, de l'université d'Erlangen de trouver ici ma respectueuse gratidute pour l'accueil et l'aide qu'ils m'ont apportée dans leur laboratoire.

Que mes amis et tout ceux qui ont l'amabilité de m'aider lors de la réalisation de ce travail trouvent ici l'expression de ma profonde reconnaissance.

RESUME

La présente recherche, concerne l'étude du comportement en fatigue-corrosion de l'alliage d'aluminium 2024 T351 qui est de plus en plus utilisé en construction aéronautique .

En plus des mesures électrochimiques convenables, permettant d'étudier le phénomène de corrosion localisé, on a effectué des essais de fatigue-corrosion en vue d'une part de comparer les durées de vie et les limites d'endurance en flexion rotative à l'air et dans une solution aqueuse à 3,5% NaCl sous une fréquence constante , et d'autre part d'essayer de donner une explication cohérente du comportement du matériau à travers l'évaluation des paramètres électrochimiques enregistré durant les essais.

Il semble que la capacité du matériau à la dissolution et à la repassivation est largement responsable de son comportement. Cette capacité varie notablement en fonction des conditions de chargement et de la nature du milieu corrosif.

Si l'alliage est assujetti à des solutions aérées en potentiel libre, celui-ci présentera une susceptibilité prononcée à la corrosion par piqûre. En outre, le phénomène de piqûration sera également observé pour des valeurs de potentiel plus négatives que celle du potentiel de piqûration.

Ce travail à été complété par une étude fractographique qui a permis de mieux comprendre le rôle du milieu corrosif dans l'amorçage des fissures de fatigue.

Enfin, l'influence de l'environnement sur la limite de fatigue est notable. Cependant la durée de vie en fatigue pourra toujours être amélioré par une protection cathodique.

ملخص

إن البحث المقدم في هذه الأطروحة ، يدرّج دراسة سلوك ظاهرة كلال التآكل لسبيكة ألنيوم 2024 T351 المستعملة غالباً في تصنيع الطائرات.

زيادة عن القوابات الكهروكيميائية التي تمكّنتنا من دراسة ظاهرة التآكل بالتنقيير، أجرينا تجارب في كلال التآكل من أجل مقارنة حد مقاومة الكلال و مدة هذه المقاومة المقابة في آلة الكلال بالإنهاء الرائري في الهواء الطلق و كذلك في المحلول الملحي 3,5% NaCl من جهة، ومن جهة أخرى حاولنا أن نعطي تفسيراً لسلوك المعدن من خلال تقويم للوسطاء الكهروكيميائية المسجلة خلال التجارب.

يظهر أن قدرة المعدن للإنهال و لعدم الإنهال هي المسؤولة عن سلوكه، إن هذه القدرة تتغير بدلالة شروط الإجهاد المؤثرة عليه و كذلك نوعية مجال التآكل المحيط به. إذا كان المعدن تحت تأثير محلول بكمون مر، هذا الأخير يقدم قابلية كبيرة لتآكل بالتنقيير، و منه إن ظاهرة التنقيير تلاحظ أيضاً لقيم كمون أقل سلبية من قيمة كمون التنقيير.

إن هذا البحث قد أكّله بدراسة فركتوغرافية لساعات الإنكسار التي مكّنتنا من معرفة قيمة لمر مجال التآكل في بداية بثقون الكلال.

إن المحيط الخارجي له تأثير ملحوظ في حد مقاومة الكلال، إلا أن مدة هذه المقاومة يمكن لنا أن نحصنها عن طريق الحماية المهيطة.

ABSTRACT

The present investigation deals with the fatigue-corrosion behaviour of the aluminum alloy 2024 T351 which is widely used as an aircraft structural material.

Besides electrochemical measurements suitable to detect localized corrosion, the experiments mainly concerned the study (compare) of prediction life's and fatigue strength's of specimen in rotating bending under constant frequency cycle tests in air and in 3,5% NaCl solution and the evaluation of transient electrochemical parameters recorded during the tests enables us to give a coherent explanation of behavior of the material during long life fatigue tests.

The capacity of the metal for dissolution and repassivation seems largely responsible for behavior of the metal in corrosive solution. This capacity varies notably with the loading conditions of the specimens, and the characteristics of the corrosive medium.

If subjected to aerated solutions under conditions of free corrosion, the alloy showed a marked susceptibility to pitting corrosion. More-over, even at values more negative than the pitting potential, localized surface attack which occurred was always detectable.

This work is completed by a fractographic analysis to the fracture surface which allowed us understanding more the role of the corrosive medium in fatigue crack initiation.

During fatigue, there is influence of environment on fatigue limits compared to the corrosion fatigue strength. At the same time fatigue life can, however, be improved by cathodique protection .

SOMMAIRE

INTRODUCTION.....	1
-------------------	---

Chapitre I - Le phénomène de fatigue

I-1/ Aperçu sur le phénomène de fatigue.....	4
I-2/ Etude de la fatigue sous des sollicitations de flexion.....	6
I-3/ Fissuration par fatigue.....	11
- Application de la mécanique de la rupture à la fissuration par fatigue	
I-4/ Effet de l'environnement	14
a) Fatigue-corrosion.....	14
b) Mécanisme en fatigue-corrosion.....	15
c) comportement en fatigue-corrosion.....	17
I-5/ Facteurs influant le comportement en fatigue-corrosion.....	19
I-6/ Aspect microfractographique de la fissure de fatigue.....	20

Chapitre II - Matériau étudié

II-1/ Etude du système Al-Cu-Mg.....	23
a) Etude de l'état structural.....	24
II-2/ Alliage étudié et sa microstructure.....	27
a) Essais mécaniques.....	30

Chapitre III - Caractérisation électrochimique du matériaux

A) Diagramme potentiel/pH de l'aluminium.....	34
B) Propriétés corrosives de la solution (milieu).....	36
C) Etude du mode de corrosion.....	37
III-1/ Procédure expérimentale.....	40
III-2/ Résultats expérimentaux.....	43
III-3/ Discussion des résultats.....	52
III-4/ Conclusion	54

Chapitre VI - Etude du comportement en fatigue-corrosion

VI- Etude de l'influence du milieu corrosif sur le comportement en fatigue

VI-1/ Présentation de l'étude	56
VI-2/ Condition des essais de fatigue	
a) Appareillages expérimentaux.....	57
b) Procédures expérimentales.....	63
VI-3/ Comportement en fatigue-corrosion du 2024 T3 (AU4G1)	
a) Influence d'un potentiel cathodique.....	64
VI-4/ Résultats des essais	
a) Etude de la variation du potentiel libre du matériau.....	66
b) Résultats des essais de fatigue-corrosion.....	70
VI-5/ Discussion des résultats.....	76
VI-5-1/ - Analyse par microscopie électronique à balayage des faciès fractographiques.....	78
a) Aspect macroscopique de la rupture.....	79
b) Aspect microscopique de la rupture.....	86
c) Aspect microfractographique de la zone de rupture finale....	91
VI-5-2/ - Conclusions	

CONCLUSIONS.....	94
------------------	----

Références bibliographiques
Annexes

Introduction

Les alliages d'aluminium à haute résistance sont d'une importance primordiale dans l'industrie aéronautique. Parmi ces, alliages résistants, on retrouve le 2024 T3 (AU4G1), dont l'utilisation est très répandue dans la construction aéronautique. Néanmoins ce genre d'alliage à base d'aluminium qui est normalement résistant à la corrosion généralisée est sujet à la corrosion localisée, à la fissuration de corrosion sous contrainte, ainsi qu'à la fatigue-corrosion. Ces effets apparaissent surtout lorsque ces alliages sont exposés à des milieux aqueux contenant des chlorures. Malgré les efforts de recherche qui ont été menés avec succès afin de satisfaire aux exigences sévères de l'industrie aéronautique, mais en dépit des efforts considérables visant l'élimination de la sensibilité à la fatigue-corrosion, les solutions pratiques se sont avérées loin d'être satisfaisantes.

La diminution de la durée de vie des pièces de structure due à l'effet de l'environnement est un problème très coûteux pour l'industrie. Depuis longtemps la dégradation des matériaux par la corrosion est connue et fait l'objet d'importantes recherches. Le problème peut être accru puisqu'il peut entraîner une fissuration appelée corrosion sous contraintes, selon que la contrainte appliquée est statique ou cyclique. Ces effets jumelés de l'environnement et d'une contrainte cyclique (même faible) peuvent produire une fissuration au delà de la valeur de la ténacité à la rupture du matériau pour certaines combinaisons de matériaux et d'environnement.

C'est justement ce qui se produit dans le cas des métaux de structure aéronautique. Ces derniers sont exposés régulièrement à des milieux (solution) aqueux variablement pollués qui se condensent à l'intérieur des fuselages. Le composant le plus agressif dans ces solutions est le chlorure de sodium (NaCl). En pratique, pour protéger ces matériaux constituant le fuselage (généralement des alliages de la série 2000) contre toute attaque corrosive, on adopte le placage de ces matériaux par des tôles minces d'aluminium pur préalablement recouvertes de peinture. Une autre forme d'agressivité apparaît aussi au niveau des fuselages. Celui-ci est assujéti aux efforts (contraintes) d'oscillations mécaniques, et l'une des composantes de ces oscillations est formée d'une charge cyclique à basse fréquence due essentiellement à l'expansion et à la contraction, résultant respectivement de l'atterrissage et du décollage de ces structures aéronautiques (avions). Ces conditions ont pour effet d'entraîner la fatigue-corrosion au niveau des "trous de rivet" qui constituent d'ailleurs le point de départ (l'amorçage) de fissuration par fatigue due à l'insuffisance de protection.

Dans l'espoir d'apporter une contribution à une meilleure compréhension du comportement en fatigue-corrosion de l'alliage d'aluminium 2024 T3, une étude visant à relier la susceptibilité du matériau à la fatigue dans une solution chlorurée contenant 3,5% NaCl à ses caractéristiques électrochimiques a été entreprise.

Pour mener à bien cette étude, nous consacrons le premier chapitre à la définition de quelques termes indispensables en fatigue suivi d'un aperçu générale sur le phénomène. Nous réservons le second chapitre pour le matériau

étudié. Par la suite nous étudions dans le troisième chapitre la caractérisation du comportement électrochimique du matériau en présentant une méthode expérimentale dont l'analyse des résultats nous permet de mieux interpréter les résultats de fatigue-corrosion. Ensuite, nous procédons dans le chapitre quatre aux essais de fatigue-corrosion dans une solution aqueuse de 3,5% sel de mer et à l'étude de l'influence des paramètres électrochimiques sur le comportement en fatigue-corrosion. L'interprétation de ces résultats sera complétée par une analyse microfractographique des faciès de ruptures.

Chapitre 1

ETUDE DU PHENOMENE DE FATIGUE

I-1/ APERCU SUR LE PHENOMENE DE FATIGUE

Toute pièce mécanique est soumise durant son fonctionnement normal à un certain nombre de sollicitations de causes variables qui se traduisent le plus souvent par des variations cycliques des contraintes qui lui sont appliquées. Ces sollicitations conduisent malheureusement à des ruines, parfois catastrophiques d'un certain nombre de structures, alors que celles ci ne sont soumises qu'à des sollicitations dynamiques jugées modestes par rapport aux capacités statiques des matériaux caractérisés communément par leur résistance à la traction et leurs limites d'élasticité.

Le responsable de ces ruines est souvent le phénomène de fatigue du matériau, au caractère particulièrement insidieux puisque se développant lentement dans le temps, sans modifications macroscopiques apparentes des pièces et structures.

Cet endommagement par fatigue mené jusqu'à terme, c'est à dire jusqu'à la ruine, comprend trois périodes d'importances variables suivant les matériaux et les caractéristiques des sollicitations.

a/ Période de germination ou période d'amorçage

Les phénomènes mis en jeu dans ce stade sont d'une très grande finesse et seuls de puissants moyens de laboratoire sont capables de mettre en évidence les signes annonciateurs d'un endommagement qui peut devenir irréversible [1]. En effet, jusqu'à un certain seuil d'endommagement, il est possible par de judicieux traitements mécaniques et(ou) thermiques, de faire disparaître celui-ci et donc de revenir à un état initial non endommagé. Lorsque cette opération reste infructueuse,

la pièce a subi un endommagement irréversible et commence à entrer dans la période de propagation à partir des microfissures formées.

b/ Période de propagation

Les phénomènes qui se produisent durant cette période sont répartis en des phases ou stades distincts.

◆ Stade I

On aura la propagation interne des microfissures suivant des bandes de glissement dans lesquelles elles sont nées en restant approximativement parallèle au plan de la cission maximale et leur vitesse est alors très faible.

◆ Stade II

Le champ de contraintes évoluant lorsqu'on pénètre à l'intérieur de la pièce, une des microfissures va quitter le plan de la cission maximale pour suivre le plan de la contrainte de tension maximale, et par effet de décharge, va stopper la propagation de ses congénères. La vitesse de propagation d'abord très faible va augmenter progressivement jusqu'à provoquer une fissure qui va conduire à la ruine.

c/ Rupture brutale

Lorsque la fissure occupe une section de la pièce telle que le facteur d'intensité de contrainte K_{\max} (défini par la longueur actuelle de la fissure et la contrainte maximale de traction appliquée) devient supérieure à la valeur critique K_c caractérisant la ténacité du matériau, il se produit la rupture brutale catastrophique.

I-2/ Etude de la fatigue sous des sollicitations de flexion

a) Contraintes appliquées

Pour définir les variables qui caractérisent un chargement entraînant la fatigue, nous considérons le cas illustré schématiquement à la figure 1: la charge appliquée à l'extrémité libre de l'arbre crée un moment de flexion qui engendre des contraintes de tension dans sa partie supérieure et des contraintes de compression dans sa partie inférieure. Si, lorsqu'on maintient l'encastrement à une extrémité et la charge à l'autre extrémité, l'arbre tourne sur lui même, un élément de matériau situé à la surface est soumis, à chaque révolution, successivement à un effort de tension et à un effort de compression de même valeur [2].

En fonction du temps, la contrainte varie de façon sinusoïdale à une fréquence égale à la fréquence de rotation de l'arbre, ce type de chargement correspond à celui qu'on retrouve dans toutes les machines tournantes; c'est pourquoi, du fait du même de sa simplicité, on l'utilise fréquemment en laboratoire pour déterminer le comportement des matériaux en fatigue .

De façon plus générale, un chargement de fatigue est caractérisé par une charge moyennement nulle, positive ou négative, et par une composante variable de la contrainte, qui n'est pas forcément sinusoïdale; cette composante peut en effet être périodique ou aléatoire (par exemple, dans le cas d'un véhicule roulant sur un terrain accidenté).

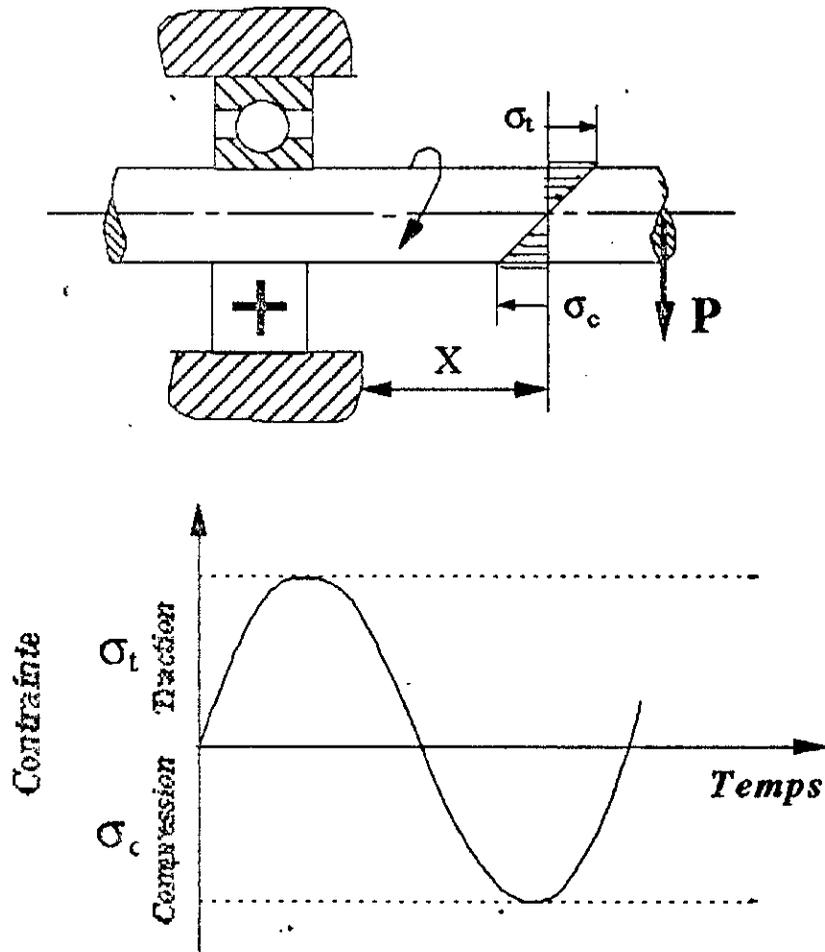


Fig: 1 Flexion rotative. Une pièce en rotation soumise à une flexion subit des contraintes cycliques caractéristiques en un point de la surface situé à une distance X du palier. La contrainte varie sinusoïdalement entre les valeurs absolues extrêmes, égales en tension et en compression ($\sigma_t = \sigma_c$).

b) Termes et symboles relatifs aux essais de fatigue

La contrainte sinusoïdale peut être considérée comme la superposition d'une contrainte alternée σ_a et d'une contrainte statique appelée contrainte moyenne σ_m .

- Contrainte moyenne (σ_m) : définie par la valeur algébrique

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\min} + \sigma_{\max}}{2}$$

- Amplitude de contrainte (σ_m) : (appelée aussi contrainte alternée)

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$$

- Rapport de contrainte (R_σ) : définie par le rapport algébrique

$$R_\sigma = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$$

- Etendue de variation de la contrainte ($2\sigma_a$) : différence algébrique entre la contrainte maximale et la contrainte minimale du cycle de contrainte.

$$2\sigma_a = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$$

⇒ Limite d'endurance :

Pour une contrainte moyenne σ_m donnée, c'est la plus grande amplitude de contrainte pour laquelle il n'est pas observé de rupture après un nombre infini de cycle; pratiquement, ce nombre infini peut être ramené à $2 \cdot 10^7$ cycle. En revanche, pour les essais de fatigue-corrosion la durée de vie est limitée par suite de la corrosion, on est donc conduit à utiliser une autre grandeur appelée limite de fatigue pour un nombre donné de cycle.

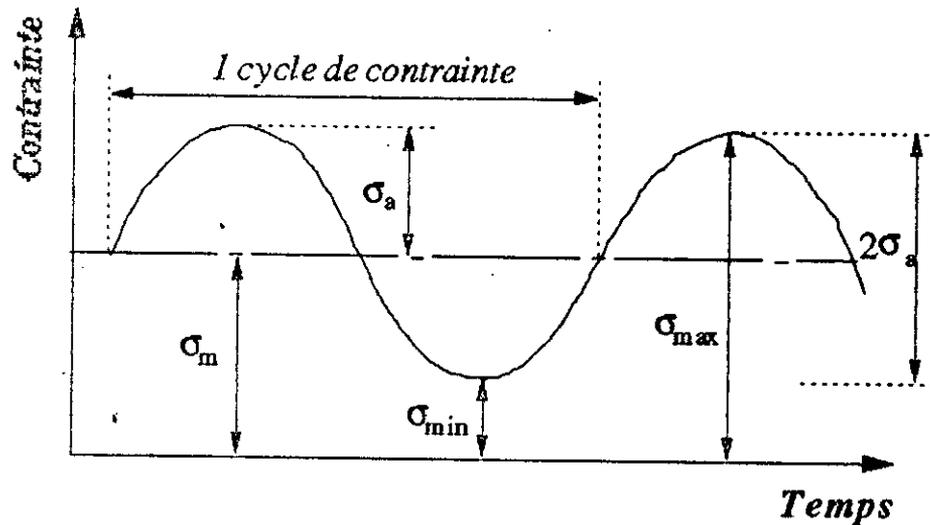


Fig 2 : Cycle de contrainte de fatigue

c) Courbe d'endurance ou courbe de Wöhler

L'essai de fatigue le plus simple consiste à soumettre chaque éprouvette à des cycles d'efforts périodiques, d'amplitude maximale et de fréquence constante, et à noter le nombre de cycle N_r au bout duquel la rupture se produit. On reporte ce nombre N_r , en général sur une échelle logarithmique, en fonction de l'amplitude de la contrainte. A chaque éprouvette correspond un point du plan (σ, N) et à partir d'un lot d'éprouvettes soumises à des amplitudes de contraintes différentes, on obtient une courbe qui a l'allure de celle représentée sur la figure 3.

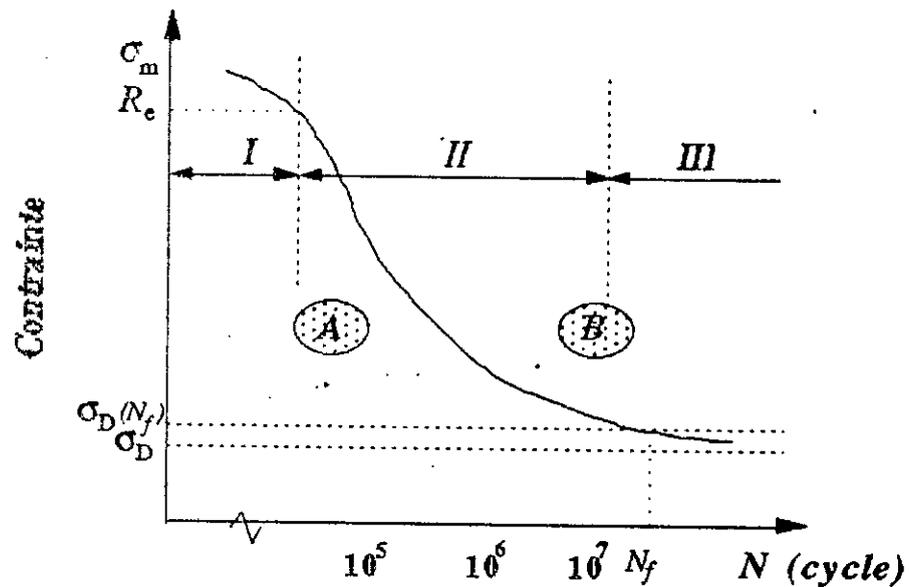
Sur cette courbe, connue sous le nom de courbe de Wöhler ou courbe S-N (Stress-Number of cycle), on peut distinguer trois domaines:

- (I) Zone de fatigue plastique oligocyclique, sous forte contrainte; la rupture survient après un très petit nombre d'alternances et est précédée d'une déformation plastique notable.

(II) Zone de fatigue ou d'endurance limitée, où la rupture est atteinte après un nombre limité de cycles, nombre qui croît quand l'amplitude de contrainte décroît.

(III) Zone d'endurance illimitée ou zone de sécurité, sous faible contrainte, pour laquelle la rupture ne se produit pas avant un nombre N_f donné de cycles ($n \cdot 10^7$), supérieur à la durée de vie envisagée pour la pièce.

Dans de nombreux cas, on peut tracer une branche asymptotique à la courbe de Wöhler, l'asymptôte étant la limite d'endurance ou limite de fatigue σ_D . Par contre, dans certains cas, il ne semble pas qu'il y ait d'asymptote horizontale: c'est par exemple ce qui se produit lorsqu'il y a simultanément fatigue et corrosion.



- | | |
|--|---------------------------------------|
| <i>I</i> Domaine plastique oligocyclique | <i>A</i> zone de non rupture probable |
| <i>II</i> Domaine d'endurance limitée | <i>B</i> zone de rupture probable |
| <i>III</i> Domaine d'endurance illimitée | R_e limite d'élasticité |
| σ_m résistance à la rupture par traction | σ_D limite d'endurance |
| $\sigma_D(N_f)$ limite de fatigue conventionnelle à N_f cycles | |

Fig: 3 Diagramme d'endurance et courbe de Wöhler

I-3/ Fissuration par fatigue /propagation

Afin de prévoir la rupture des pièces mécaniques sollicitées en fatigue, beaucoup d'expérimentateurs ont tenté, au moins pour des raisons pratiques, d'établir des lois empiriques de fissuration, utiles au bureau d'étude. Ces lois tiennent en compte de l'influence de certains paramètres sur la vitesse de fissuration généralement mieux définie. Nous pouvons classer ces paramètres qui agissent sur la fissuration en deux catégories :

- Les paramètres intrinsèques qui dépendent du matériau lui même: module d'Young, limite d'élasticité, propriétés cycliques et état métallurgique du matériau.
- Les paramètres extrinsèques qui dépendent des conditions de l'essai, quel que soit le matériau étudié: température, fréquence, environnement, dimensions de l'éprouvette, rapport de contrainte R, etc...

Cependant, il semble que l'influence de ces derniers paramètres dépend beaucoup du matériau étudié et de son état.

-Application de la mécanique de la rupture à la fissuration par fatigue

L'étude quantitative du stade de propagation d'une fissure de fatigue est rendue possible grâce à l'introduction des concepts de la mécanique de la rupture et en particulier le facteur d'intensité K , développé par Irwin [3] et qui permet d'exprimer l'état des contraintes, au voisinage d'une fissure. Ce facteur est de la forme :

$$K = \sigma_n \sqrt{a} f$$

avec: σ_n : contrainte nominale appliquée à la fissure,

- a : longueur de la fissure
 f : fonction qui dépend de la géométrie de la pièce et de son mode de chargement.

Lorsque la charge et la géométrie du défaut varient durant le processus de fatigue, la valeur du facteur K, à chaque instant, permet de décrire l'effet de ces variations sur la vitesse de propagation de la fissure. En effet, les contraintes au voisinage d'une fissure au cours d'un cycle sont connues dès que l'on connaît les valeurs maximale K_{max} et minimale K_{min} du facteur K au cours de ce cycle.

De nombreuses études [4] ont montré que la vitesse de fissuration da/dN (rapport de l'avancé (da) de la fissure au nombre de cycles (dN)) est contrôlée par ces deux paramètres, soit si l'on pose :

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad \text{et} \quad R_{\sigma} = \frac{K_{min}}{K_{max}}$$

La loi de propagation de fissure de fatigue s'écrit généralement sous la forme :

$$\boxed{\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R_{\sigma})} \quad (1)$$

Ainsi pour une valeur donnée de R_{σ} , on montre que c'est la variation de ΔK qui permet de décrire da/dN , donnant le taux de croissance de longueur par cycle. La courbe représentative de la loi (1) avec $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ a l'allure indiquée sur la figure 4. On y distingue trois régions A, B, C limitées d'un côté par un seuil de fissuration K_0 et de l'autre côté par la valeur K_c correspondant à la rupture statique brutale. A chacune des trois régions correspond des mécanismes physiques de propagation [3]. Dans la région B, la loi de croissance est approximativement de la forme (dans les conditions stable de fissuration) :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (\text{Relation de Paris}) \quad (2)$$

C'est la relation de Paris, qui correspond à une relation linéaire sur un diagramme $\text{Log}(da/dN)$ et $\text{Log } \Delta K$. Les constantes C et m dépendent du matériau. l'exposant m varie entre 2 et 4, et pour beaucoup de matériaux semble être plutôt voisin de 4, un chiffre qui doit avoir sans doute une signification physique.

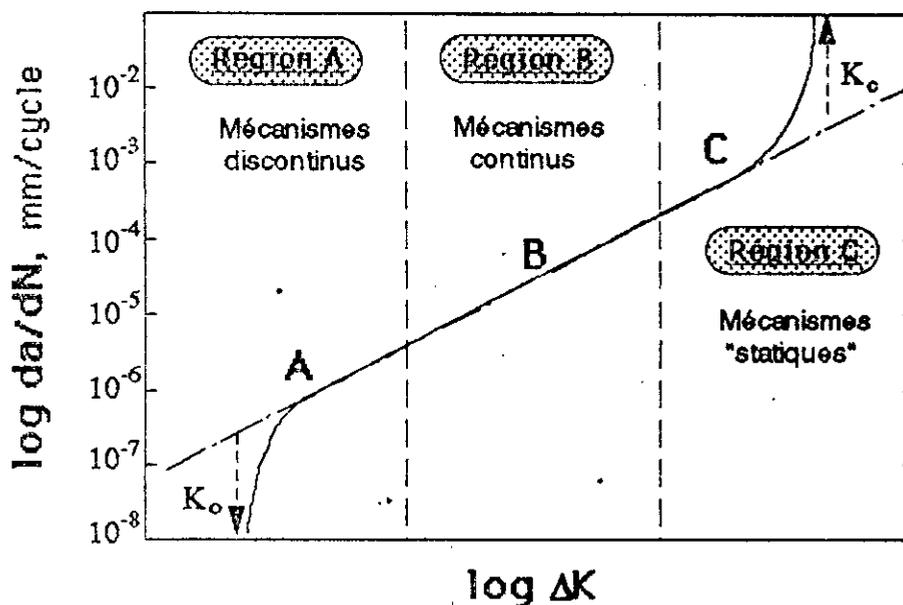


Fig: 4- Représentation schématique de la vitesse de propagation d'une fissure da/dN en fonction du facteur d'intensité de contrainte ΔK . *Région A* = faible vitesse de fissuration (seuil), *région B* = régime intermédiaire (relation de Paris), *région C* = haute vitesse de fissuration (K_c). [3]

I-4/ Effet de l'environnement

L'environnement joue un rôle très important, puisque de nombreuses pièces soumises en service à des sollicitations cycliques sont en outre souvent plongées dans des environnements plus agressifs que l'atmosphère ambiante.

Ces environnements peuvent être des milieux gazeux (par exemple, air sec ou humide, oxygène, vapeur d'eau, hydrogène etc.), ou des milieux aqueux tels que les milieux spécifiquement agressifs comme les vapeurs acides ou les milieux chlorurés.

Or, même si ces milieux ne sont pas assez agressifs pour entraîner une corrosion généralisée et profonde des pièces, ils provoquent néanmoins une corrosion locale (corrosion par piqûres), ce qui affecte le comportement en service de ces pièces.

Cependant, en ce qui concerne les influences possibles de l'environnement sur le comportement en fatigue, notre attention s'est portée sur le phénomène de fatigue-corrosion en milieu chloruré.

a) Fatigue-corrosion

La "fatigue-corrosion" est un processus complexe d'endommagement des matériaux qui résulte de l'interaction de deux mécanismes différents.

La fatigue est un endommagement mécanique qui modifie à chaque cycle de sollicitation les propriétés du métal par la création et la migration (glissement) de dislocations. A partir d'un certain nombre de cycles, l'augmentation de ces dislocations et leur concentration conduisent à la formation de défauts très importants, généralement localisés dans un ou plusieurs domaines au voisinage immédiat de la surface, permettant l'apparition de fissures microscopiques. Certaines de ces fissures se développent pour donner naissance à une ou plusieurs criques dont la propagation se poursuit cycle par cycle [5].

En présence d'un milieu corrosif, ce processus peut être modifié selon diverses modalités. La corrosion peut engendrer des piqûres qui favoriseraient l'amorce de fissures de fatigue [6]. Dans ce cas, la durée d'exposition au milieu corrosif, donc la fréquence des cycles, joue un rôle important dans la cinétique du processus.

Mais l'interaction de la fatigue et de la corrosion peut être beaucoup plus subtile. Par exemple, sous l'effet de sollicitations alternées, le film naturel d'oxyde protecteur réduisant l'effet de la corrosion peut être brisé, ce qui favorise l'apparition de piqûres. On peut également admettre l'existence des couples électrochimiques dus à des états de contraintes différents (fibres tendues et fibres comprimées en flexion rotative). La propagation de fissures est elle même modifiée par le milieu corrosif [7].

L'étude du phénomène est donc soumise à de nombreux paramètres: la composition, l'état structural de l'alliage, la nature des contraintes cycliques, leur fréquence, la nature de l'environnement. Il est donc délicat de choisir un nombre limité de cas types dont l'étude approfondie permettrait de formuler des lois générales.

Par ailleurs, l'interprétation des résultats d'essais de fatigue-corrosion peut être facilitée si une étude électrochimique préalable a été réalisée sur le matériau étudié, afin de déterminer des courbes potentiocinétiques $J=f(E)$ qui permettent de définir respectivement des potentiels de corrosion E_c , de piqûres E_p et de repassivation E_{pp} .

b) Mécanisme en fatigue-corrosion

Dans le domaine de la résistance à la fatigue-corrosion, pour un grand nombre de cycles ($N_r > 10^6$ cycles), les mécanismes généralement proposés se classent en trois catégories: adsorption, dissolution et fragilisation par l'hydrogène [8,9].

* mécanisme par adsorption

L'adsorption de certains atomes provenant du milieu aqueux provoquerait une diminution d'énergie superficielle et faciliterait ainsi une déformation plastique localisée [10,11]. Cela a alors trois conséquences:

- la tendance à la fermeture à la fin de cycle, va emprisonner ces espèces chimiques à la pointe de fissures.

- les espèces ainsi piégées peuvent initier des réactions chimiques avec le matériau qui sont donc les premières manifestations de la fatigue-corrosion.
- à l'intérieur de la fissure, les espèces entrant en liaison avec les surfaces nouvellement créées provoquent, un durcissement superficiel. [8]

• mécanisme par dissolution électrochimique

l'apparition plus rapide des fissures en fatigue-corrosion nécessite l'existence d'une dissolution préférentielle qui peut se manifester en provoquant une corrosion localisée.

Les interprétations actuelles reposent sur le principe de dissolution préférentielle du métal au cours de la déformation plastique. En particulier, dans le cas des matériaux à l'état passif, des ruptures successives du film protecteur peuvent être à l'origine de cette corrosion localisée. De plus, la vitesse de déformation (effet de la fréquence) du métal sous-jacent semble contrôler l'effet de l'environnement, le film passif détérioré localement peut se reconstituer rapidement, c'est pourquoi une dépassivation mécanique plus lente entraîne une dissolution plus faible.

Des travaux récents [12] montrent que les ruptures du film passif sont provoquées par l'émergence de marches de glissement irréversible. Dans ce cas, la dépassivation cyclique s'apparente à la dépassivation monotone invoquée dans le cas de la corrosion sous contrainte des matériaux passivés.

Dans le cas des matériaux actifs, une dissolution préférentielle existerait sur les marches de glissement réversible alors que la surface est soumise à une corrosion généralisée [13]. Cette dissolution pourrait être suffisante pour creuser des micro-entailles et accélérer ainsi l'amorçage.

• mécanismes de fragilisation par l'hydrogène

Tout comme en corrosion sous contrainte, la présence d'une fissure provoque un

confinement des ions d'hydrogène qui modifie localement le comportement électrochimique conduisant notamment à un abaissement du pH, donc à la production d'ions H^+ . Ce sont alors ces ions qui ont tendance à se fixer sur les nouvelles surfaces. Et, comme en pointe de cette fissure, la triaxialité des contraintes est maximale, le potentiel chimique de l'hydrogène va être tel que cet élément chimique va se rassembler devant la pointe de la fissure provoquant la fragilisation (Les quantités d'hydrogène piégées peuvent alors provoquer des décohésions locales susceptibles d'initier des microfissures en avant de la pointe de la fissure principale). [8]

c) Comportement en fatigue-corrosion

Approche des mécanismes de fatigue-corrosion à partir des courbes Intensité-potentiel

L'endommagement par fatigue-corrosion est lié au type d'attaque du milieu corrosif. Celui-ci peut être en partie déterminé à partir des courbes intensité-potentiel $E=f(I)$, où E est le potentiel et J la densité de courant. Notons qu'une éventuelle intervention de l'hydrogène dans le processus sera envisagée plus loin.

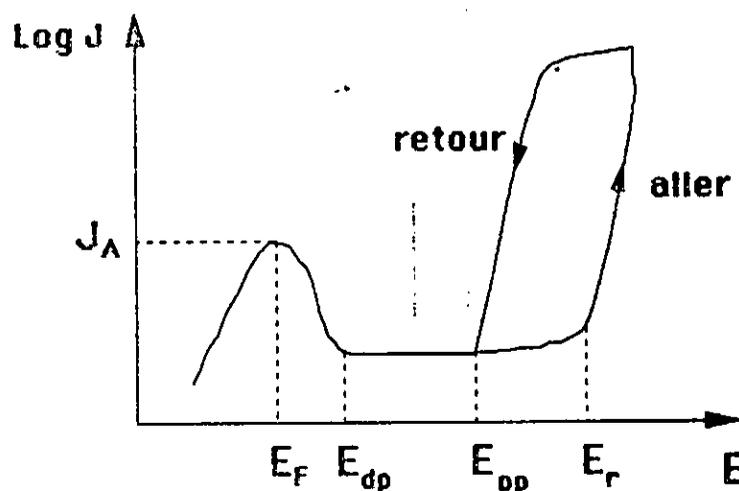


Fig: 5 Schématisation des courbes intensité-potentiel (cas de matériaux passivables en milieu chloruré)

La figure 5 présente une schématisation classique des courbes $E=f(I)$, pour des matériaux passivables en milieu chloruré par exemple. On distingue notamment les quatre potentiels critiques: de Flade (E_F), de début de passivation (E_{dp}), de rupture (E_r) et de protection des piqûres (E_{pp}). En fatigue-corrosion, les différents cas suivants peuvent être envisagés:

1) *Lorsqu'un échantillon est polarisé au delà de E_r , des piqûres peuvent se former et croître. Lorsqu'elles atteignent une profondeur et une forme critiques (fonction de la contrainte et calculable par la mécanique élastoplastique de rupture), des fissures peuvent s'amorcer par effet d'entaille et de concentration de contrainte. Aucune limite de fatigue n'est alors envisageable dans ce cas puisque la formation de piqûres de profondeur critique n'est qu'une question de temps, liée au couple métal/milieu.*

Alors qu'une limite de fatigue peut être observée à l'air, aucune limite n'est atteinte en milieu corrosif.

2) *Lorsqu'un échantillon est polarisé entre E_{pp} et E_r , les piqûres repassivées pourront être des zones privilégiées de concentration de contrainte, et suivant l'amplitude des contraintes appliquées, une fissure pourra s'amorcer pour une déformation plastique donnée au voisinage des piqûres.*

Il est évident que la présence d'inclusions non métalliques ou d'autres hétérogénéités dans le métal pourra jouer un rôle important. La limite de fatigue correspondra à la contrainte critique nécessaire à amorcer une fissure à partir de ces hétérogénéités de taille donnée.

3) *Lorsqu'un échantillon est polarisé entre E_{dp} et E_{pp} , il se situe dans le domaine de passivité et le mécanisme d'amorçage des fissures est alors lié à un effet de rupture locale du film passif due à la déformation cyclique en surface, le glissement superficiel pourra ainsi entraîner cette rupture, le métal mis à nu sera localement attaqué et une fissure pourra s'amorcer. La limite de fatigue (possible dans ce cas) est fonction d'une part des conditions électrochimiques (stabilité du film passif) et d'autre part du comportement mécanique en déformation cyclique de la surface du matériau.*

4) Lorsqu'un échantillon est à l'état actif ($\approx E_p$ par exemple), une dissolution anodique générale prend place impliquant ainsi, une diminution notable de la durée d'amorçage de fissures, par conséquent une diminution très marquée de la durée de vie de l'échantillon.

I-5/ Facteurs influant le comportement en fatigue-corrosion

L'étude de la fatigue-corrosion indique, d'une part, que l'effet d'un environnement corrosif sur le comportement en fatigue est très important (réduction des contraintes admissibles), d'autre part, que les paramètres mécaniques, géométriques et métallurgiques, considérés généralement pour rendre compte du comportement en fatigue à l'air, ne sont plus suffisants; il convient donc de considérer les effets des paramètres physico-chimiques et électrochimiques [14]. Parmi les principaux paramètres influant, nous citerons :

* les paramètres mécaniques

Ces paramètres sont liés aux conditions de sollicitation définies par :

a) la fréquence de sollicitation

De façon générale la fréquence de sollicitation intervient sur la sensibilité de l'environnement dans le sens d'une diminution de l'agressivité du milieu ambiant (corrosif) quand la fréquence augmente, d'où les durées de vie augmentent avec la fréquence [15].

b) la forme des cycles de sollicitation

Généralement, aux cours des essais de fatigue, la contrainte appliquée variera en fonction du temps, d'où les mises en charge lentes et les temps de repos longs réduisent sensiblement le temps à la rupture des éprouvettes sollicitées en milieu corrosif [16,17].

• Les paramètres physico-chimiques

Il convient de remarquer tout d'abord que le phénomène de fatigue-corrosion s'observe aussi souvent dans des milieux réputés peu corrosifs. Dans de tels milieux, les matériaux non sollicités mécaniquement présentent soit une passivité plus ou moins stable, soit une activité électrochimique modérée, reliées à des paramètres physico-chimiques définis par:

- Effet de la concentration de la solution corrosive
- Effet du pH de la solution
- Effet de l'oxygène dissous dans la solution

• Les paramètres électrochimiques

Il est clair que l'agressivité de l'environnement est reliée à l'activité électrochimique du couple métal sollicité-environnement. Pour mettre en évidence ce phénomène, on peut faire varier le potentiel de l'éprouvette de part et d'autre de son potentiel de corrosion (potentiel libre) en l'imposant à l'aide d'un potentiostat. Ce qui provoque, pour un potentiel anodique (supérieur au potentiel libre), une réduction des durées de vie en fatigue de l'éprouvette; par contre, un potentiel plus cathodique (inférieur au potentiel libre) correspondra à une élévation très sensible des durées de vie [18].

1-6/Aspect microfratographique de la fissure de fatigue

a) Faciès fractographique

La fissure de fatigue s'amorce généralement à la surface du matériau, en un ou plusieurs foyers, d'où elle croît d'abord en contrainte plane, c'est le stade I de la fissuration, puis en déformation plane, c'est le stade II au cours duquel la fissure atteint une dimension macroscopique.

La surface de la cassure présente en général des lignes dans la direction de propagation qui divergent à partir de l'amorce de la fissure. Ces lignes associées souvent à d'autres marques concentriques centrées sur l'amorce permettent de localiser à coup sûr l'origine de la fissuration.

A l'échelle macroscopique, la fissure de fatigue a un relief généralement régulier et lisse. Son aspect est mat. Les fissures secondaires sont le plus souvent nombreuses [1].

A l'échelle microscopique, la fissure de fatigue croît parfois avec formation des stries qui est le mécanisme le plus typique de la fissuration par fatigue, mais ce n'est pas le seul. On donne souvent à tort une image idéalisée de la surface de cassure par fatigue couverte de stries. En fait, les stries ne sont pas toujours observables pour plusieurs raisons [2].

b) Formation des stries

La morphologie des surfaces de cassures par fatigue est caractérisée par le fait que les stries sont arrangées en général perpendiculairement à la direction de fissuration, mais il y a des écarts notables à cette règle dans les alliages à faible énergie de faute d'empilement. Cette règle se vérifie généralement que si l'on considère la propagation locale de la fissure. Par contre la direction des stries est liée à l'orientation cristallographique des grains. Dans l'alliage 2024 comme dans les alliages de cuivre, le plan de rupture est voisin d'un plan (100) et les stries sont parallèles à une direction (110) [4].

Notons que le profil des stries ductiles est en principe une dent de scie plus ou moins aplatie : le fond de la strie est souvent marqué par une microfissure. La déformation plastique à fond de fissure a un rôle important dans le processus de fissuration: la formation des stries et, par conséquent, la vitesse de fissuration, dépendent de la nature des déformations plastiques.

En général, la fissure de fatigue apparaît comme étant transgranulaire et la déformation plastique qui l'accompagne est très localisée dans une bande de faible épaisseur. On en conclut que, lorsque la fissure s'ouvre, à chaque cycle, il y a

réarrangement ultime des dislocations pour accommoder le glissement à fond de fissure, ce réarrangement ne devenant définitif que lorsque la fissure se sera refermée. Parallèlement, l'espacement entre les stries dépend du caractère du glissement. De la même façon l'arrangement des stries, c'est-à-dire leur orientation et la croissance des plages striées, est lié à la déformation plastique et en premier lieu à l'énergie de faute d'empilement [3].

Chapitre 2

MATERIAU ETUDIE

Les alliages d'aluminium couvrent un domaine étendu de caractéristiques mécaniques. En effet, s'il s'agit de comparer entre eux des matériaux de nature différente, le critère résistance mécanique ne sera souvent pas le seul à être pris en considération. Par exemple, dans le domaine des transports, qu'ils soient terrestres, maritimes ou aérospatiaux, les problèmes de poids sont d'une importance primordiale et le rapport (*résistance à la traction*)/*densité* (R/d) à la température d'utilisation considérée pourra être un critère de choix primordial. Mais si on reste dans le domaine des alliages d'aluminium pour lesquels la densité est très proche de 2,7, le rapport R/d est pratiquement fonction de R [19]. En fait, il existe plusieurs familles d'alliages d'aluminium dites à haute résistance parmi lesquels les alliages Al-Cu-Mg.

II-1/ Etude du système Al-Cu-Mg

Ces alliages font partie du groupe le plus varié des alliages d'aluminium, dérivant des observations faites par Wilms [20] au début de ce siècle sur le durcissement par précipitation (durcissement structural) concernant l'originale "Duralumins". Ce système comporte au minimum trois type d'alliages différent selon les teneurs en éléments d'alliage (voir figure 6a).

Les alliages à haute résistance de la série 2000 (Al-Cu-Mg) possèdent une microstructure assez complexe qu'il faut absolument connaître à fond si l'on veut être en mesure de comprendre comment peut s'y propager une fissure en fatigue-corrosion. Cependant avant d'aborder cette microstructure, nous allons jeter un coup d'oeil sur quelques propriétés de l'aluminium à l'état pur. Après tout, dans le 2024, on retrouve environ 95% de ce métal.

L'aluminium est un métal qui est surtout connu pour sa bonne résistance à la

corrosion et sa faible densité (trois fois moindre que l'acier). Du point de vue mécanique, il est cependant assez faible (environ 40 MPa de résistance à la traction) et plutôt ductile (50% à 70% d'allongement à la rupture). Sa résistance à la traction peut être grandement améliorée soit par écrouissage, soit par la présence d'éléments d'addition tel que le cuivre ou le zinc.

Du côté corrosion, on remarque que l'aluminium devrait être un métal extrêmement réactif en ne se basant que sur ses propriétés thermodynamiques. Malgré tout, l'aluminium est très stable car un film très mince (de 5 à 10 nm dans l'air) d'oxyde se forme à sa surface et le protège. Ce film très adhérent a de plus l'avantage de pouvoir se reformer très rapidement si jamais on l'endommage. Pourbaix [21] a déterminé par des considérations thermodynamiques le domaine à l'intérieur duquel le film sera stable (voir chapitre 3).

L'alliage étudié dans ce travail fait partie de ce système et c'est le *AU4G1* (2024 T351 selon la désignation américaine), dont la principale application est l'utilisation en construction aéronautique dans les structures des ailes et de fuselage.

a) Etude de l'état structural

A l'état d'équilibre, ces alliages forment une solution solide faiblement alliée et des phases intermétalliques Al_2Cu (phases θ) et Al_2CuMg (phase S) [22].

Pour assurer le durcissement structural de ces alliages, on recourt à la trempe et au vieillissement (l'état T3). On remarque selon le diagramme d'équilibre Al-Cu figure 6b, qu'avec l'abaissement de la température, la solubilité dans l'aluminium de la plupart des composants diminue, ce qui permet d'utiliser la trempe et le vieillissement pour durcir cet alliage.

La trempe de ces alliages consiste à les chauffer jusqu'à la température à laquelle les phases intermétalliques en excès se dissolvent complètement ou en plus grande partie dans l'aluminium, à maintenir l'alliage à cette température et à le refroidir rapidement jusqu'à la température ambiante. Une décomposition négligeable de la solution solide au cours du refroidissement avec précipitation des phases

intermétalliques aux joints des grains provoquera une diminution de la résistance à la corrosion intercrystalline. C'est pourquoi au cours de la trempe du duralumin, il importe d'assurer une grande vitesse de refroidissement (en utilisant l'eau par exemple) [23].

Après la trempe, une partie importante des phases intermétalliques est dissoute et augmente le titre d'alliage de la solution solide. La structure du duralumin trempé se compose de solution solide α sursaturée et d'inclusions de fer insolubles. Dans cet état, ces alliages, tout en possédant une faible résistance ($R_m, R_{0,02}$), acquièrent une plasticité élevée (A, Z).

Or, pour ces alliages la trempe est toujours suivie d'un vieillissement qui est un maintien à l'ambiante pendant quelque jours (maturation). Ce traitement s'accompagne de décomposition de la solution solide sursaturée qui va de pair avec le durcissement de l'alliage par l'obtention d'une précipitation fine, homogène et cohérente avec la matrice.

Ce durcissement s'effectue par formation des zones de Guinier Preston (GP) de composition complexe et de phases métastables θ et S [24]. Le Duralumin contient comme inclusion nuisible le fer (Fe). Le fer agit en formant la combinaison $(Mn, Fe)Al_6$ qui cristallise sous forme de lamelles grossières en diminuant la résistance et la plasticité du Duralumin. De plus le fer forme une combinaison Al_7CuFe qui ne se dissout pas dans l'aluminium [22, 19]; en piégeant le cuivre, le fer affaiblit l'effet durcissant du cuivre au vieillissement. C'est pourquoi la teneur en fer doit être inférieure à 0,5 % . . .

Enfin, d'une façon générale, les éléments d'alliages sont présents à la fois en solution solide et sous forme de précipités de phases intermétalliques; il en résulte que la résistance à la corrosion est intimement liée à l'état métallurgique, et donc aux caractéristiques mécaniques correspondantes [20, 23].

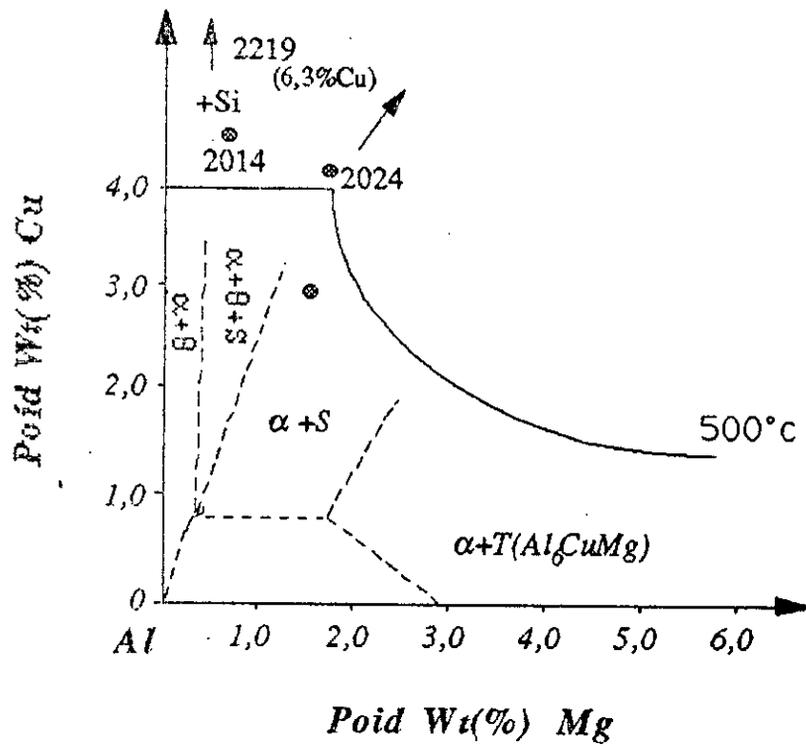


Fig: 6a Les différents alliages d'aluminium basés sur le système Al-Cu-Mg. [20]

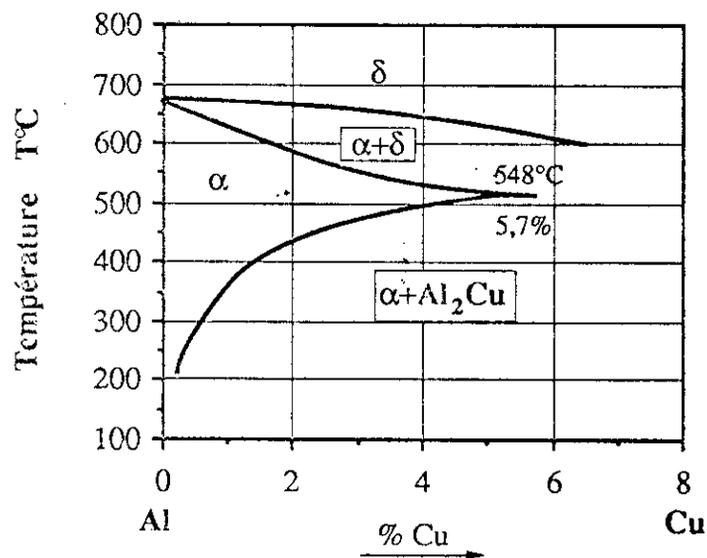


Fig: 6b Diagrammed'équilibre Al-Cu [21]

II-2/ L'alliage étudié et sa microstructure

L'alliage d'aluminium à haute résistance retenu pour caractériser son comportement en fatigue-corrosion est le :

❖ 2024 (AU4G1) à l'état T 351

Le 2024 (AU4G1) appartient à la série 2000 (Al-Cu-Mg) des alliages d'aluminium, c'est à dire que son principal élément d'addition sera le cuivre. La composition chimique est donnée dans le tableau I.

Cet alliage est en usage depuis maintenant plus de cinquante ans et il trouve ses domaines d'application principaux en aéronautique et dans l'industrie automobile. Il offre une bonne résistance au choc, même à basse température, et il possède d'excellentes caractéristiques mécaniques (voir le tableau II).

Malheureusement, la série 2000 ne possède pas une résistance à la corrosion aussi bonne que les autres alliages d'aluminium. C'est d'ailleurs pourquoi les tôles minces de 2024 sont très souvent recouvertes d'une mince couche d'aluminium plus pur (et possédant un potentiel plus anodique) qui empêche la perforation par piqûrations. On attribue ce manque de résistance à deux facteurs:

1) Comme l'indique la figure 7, de légères variations de pourcentage de cuivre en solution peuvent provoquer des écarts assez importants de potentiel d'équilibre et provoquer au sein de l'alliage des hétérogénéités du point de vue électrochimique.

2) Lorsqu'on a dissolution de l'alliage, le cuivre qui passe en solution aura tendance à se redéposer sur la surface de l'alliage pour y former de petites plaques. Or ces plaques constituent des cathodes très efficaces qui malheureusement vont promouvoir la dissolution du 2024 en croissance. D'ailleurs, plus la concentration de cuivre augmente dans l'alliage, plus celui ci devient sensible à la corrosion.

Pour tenter de minimiser ces effets, on a recours à des traitements thermiques spéciaux de trempe et de vieillissement.

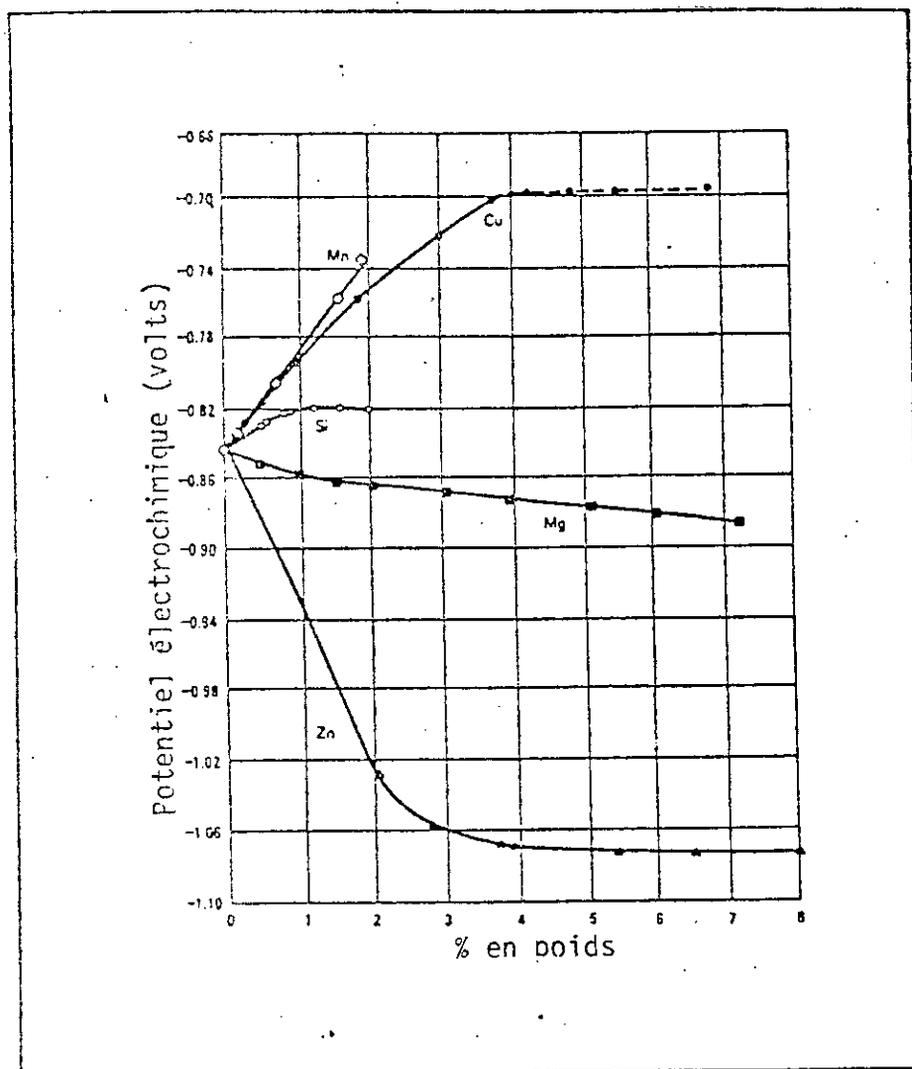


Fig: 7 Influence de la quantité d'éléments d'addition sur le potentiel électrochimique (par rapport à l'électrode de calomel .1M) des alliages d'aluminium. [25]

De tel traitements ont également une grande influence sur le comportement mécanique de l'alliage. En effet, si l'on chauffe le 2024 à une température suffisamment élevée, on réussit à n'avoir qu'une seule phase dans tout l'alliage car la solubilité de l'aluminium est alors assez grande pour accommoder les quantités de Cu, de Mg et de Mn en présence. Si on effectue alors une trempe rapide du métal jusqu'à l'ambiante, on gèlera pour ainsi dire la structure (qui se trouve alors dans un état instable) que l'on avait à haute température.

Une trempe de ce genre ne permet cependant pas d'obtenir des alliages de haute résistance et on doit avoir recours à des traitements de vieillissement pour optimiser cette microstructure. A l'ambiante, la solubilité en Cu, Mg et Mn étant inférieure à ce qu'elle était à haute température, le fait de fournir un peu d'énergie (élévation de la température) à cette structure instable de trempe favorisera la diffusion des éléments d'addition et leur recombinaison pour former des précipités.

Cette précipitation commencera dans les régions les plus désordonnées, c'est à dire près des joints de grains et des dislocations. On bloquera ainsi les dislocations et on augmentera $\sigma_{lim \text{ él}}$.

Dans le 2024, les précipités que l'on risque de rencontrer sont dans leur ordre d'importance :

- a) Al_2Cu
- b) Al_2CuMg
- c) Al_8Mg_5
- d) Al_6Mn

Cet alliage est étudié à l'état T351 consistant en une trempe suivi de vieillissement naturel (maturation), déjà décrite précédemment; il se présente sous forme de barres cylindrique qui appartiennent au même lot et dont le diamètre est égal à 16 mm.

La composition chimique précise (obtenue par spectrométrie) de cet alliage et ainsi que les caractéristiques mécaniques de traction (obtenues à partir des essais mécaniques effectués) sont indiquées dans les tableaux I/II.

La microstructure selon les sens long et travers-long des barres de cet alliage est donnée aux figures 8a et 8b. Cette microstructure est constituée d'une matrice (phase α) durcie par des zones GP et des phases métastables θ' (Al₂Cu) et S' (Al₂CuMg).

On remarque (voir figure 8b) que cette structure est orientée suivant le sens du laminage (tréfilage) et est caractérisée par une alternance entre bandes de grains fins allongés, riches en composés intermétalliques, et bandes à gros grains déformés par l'écroutissage et riches en précipités.

II-2-1/ Essais Mécaniques:

Les essais mécaniques permettent de déterminer les caractéristiques essentielles des métaux et notamment : La plasticité et l'élasticité (essai de traction); l'absence de fragilité et la résistance au choc (essai de résilience).

Le principal intérêt de ces essais est de fournir des données numériques aux constructeurs mécaniciens.

- Essai de traction:

L'essai consiste à exercer un effort de traction progressif sur une éprouvette jusqu'à atteindre la rupture et suivre la déformation progressive de l'éprouvette en fonction de la grandeur de l'effort.

Les machines d'essai permettent en général d'enregistrer l'allongement de l'éprouvette sous la variation de l'effort de traction et d'établir le diagramme de traction. Pour étudier les variations des dimensions de l'éprouvette au cours de l'essai, nous considérons les grandeurs suivantes;

$$A (\%) = (L - L_0) / L_0$$

L et L₀ : longueurs avant et après l'essai

$$R (MPa) = C / S_0$$

C: la charge appliqué S₀: la section initial



a) *Transversal*



b) *Longitudinal(sens-long)*

Fig: 8 Microstructure del'alliage AlCuMg (2024 T3)

= Essai de résilience

L'essai de résilience met en évidence la sensibilité à l'effet d'entaille du matériau, qui est d'autant plus grande que le travail nécessaire à la rupture de l'éprouvette est faible.

L'essai consiste à rompre d'un seul coup une éprouvette et à mesurer l'énergie absorbée. (voir figure 9)

Résilience (Aptitude à résister au choc).

$$K(\text{daj/cm}^2) = \text{Travail absorbé} / S_0$$

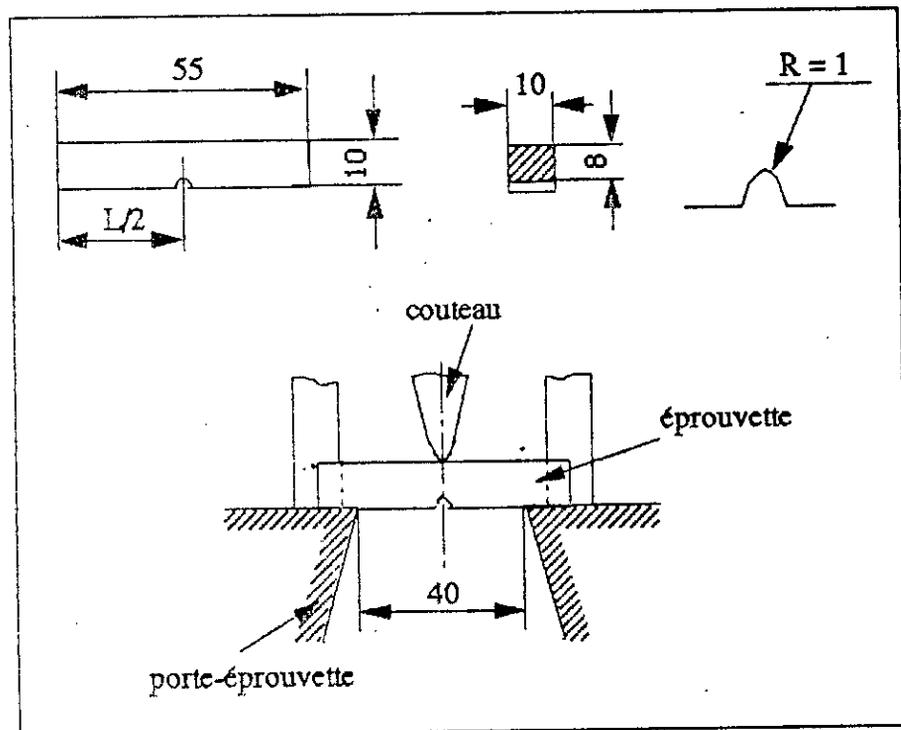


Fig: 9 Essai de flexion par choc sur éprouvette ISO-V au monton-
pendule Charpy

Tableau I : Composition chimique de l'alliage AU4G1

Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti
2024 T351 (AU4G1)	0,11	0,25	4,15	0,68	1,48	0,06	—	0,05	0,05

Tableau II : Propriétés mécaniques (sens longitudinal)

Alliage	R_e (MPa)	R_r (MPa)	A (%)	K (daJ/cm^2)
2024 T351 (AU4G1)	321,5	477,5	16,8	1,18

Re : limite d'élasticité

Rr : résistance à la rupture par traction

A : allongement en (%)

K : résilience

Chapitre 3

CARACTERISATION DU COMPORTEMENT ELECTROCHIMIQUE DU MATERIAU

La corrosion est un problème non négligeable pour les constructeurs aéronautiques et navals; bien des types de corrosion peuvent en effet se produire dans ces structures.

Cette corrosion est d'autant plus difficile à éviter que ces structures sont soumises à des facteurs de corrosion très variables: température, degré d'humidité, aération différentielle, fondants chimiques tels que les chlorures par exemple, acidification des huiles de graissage, gaz chauds provenant de combustion, etc...

Du point de vue économique, l'atmosphère représente de loin le facteur de corrosion le plus important: même dans un pays industrialisé, les dépenses occasionnées par la corrosion atmosphérique sont plus élevées que les dépenses correspondant à toutes autres causes de corrosion.

On admet aujourd'hui que la corrosion atmosphérique agit obligatoirement par l'intermédiaire d'un film très mince d'eau condensée sur la surface du métal et contenant plus ou moins d'espèces chimiques en solution, provenant de l'atmosphère [26]. A titre d'exemple, citons le cas courant des structures qui sont exposées à des atmosphères marines, le film condensé est alors concentré en ions Cl^- . Dans ce film d'eau condensée, la corrosion se déroule naturellement suivant un processus électrochimique.

Il apparaît donc d'un grand intérêt de connaître les possibilités de l'alliage A-U4G1(2024 T3) quand à la résistance à la corrosion dans des milieux chlorurés.

Il devient donc intéressant de considérer le diagramme de corrosion du métal de base .

A) Diagramme potentiel-pH de l'aluminium

L'aluminium tend naturellement à se passiver donc à se protéger par une couche

d'alumine qui est stable dans des solutions dont le pH varie de 4 à 5,3 (eau de mer, milieu tamponné).

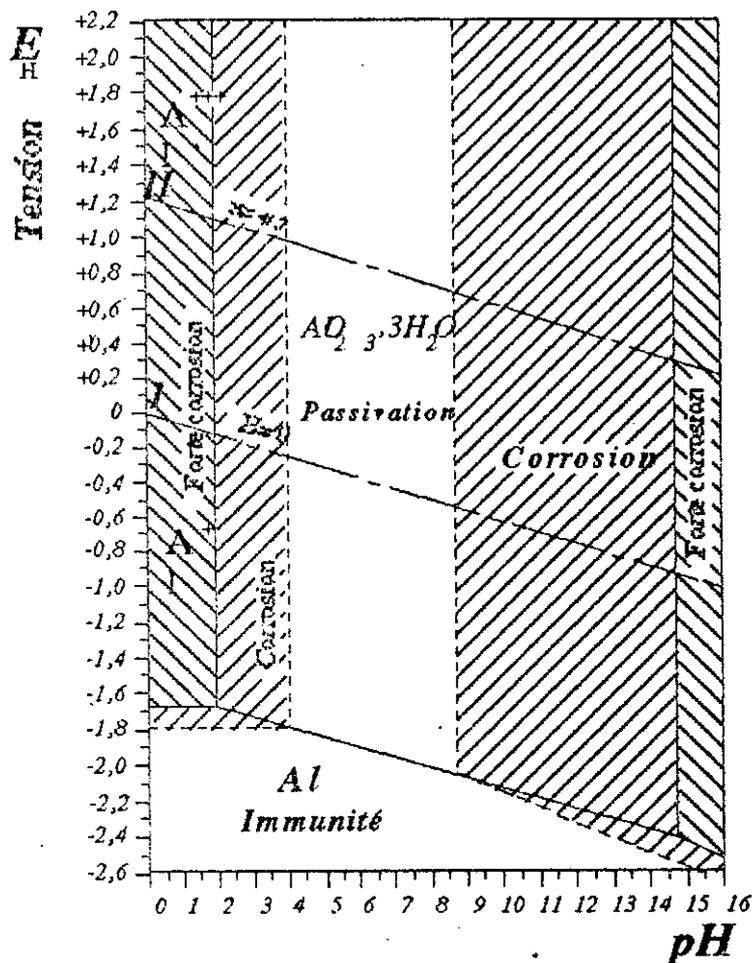


Fig: 10 Diagramme potentiel-pH pour le système aluminium / eau à 25°C [21]

Il a été constaté que pendant le phénomène de corrosion de l'aluminium, il y a de nombreuses réactions chimiques ou électrochimiques qui interviennent selon le pH de la solution: d'après le diagramme tension-pH (voir figure 10) qui a été établi par Pourbaix [21], différents domaines sont délimités et pour lesquels:

- ⊗ le métal est corrodé (produit de corrosion est soluble)

- ❖ le métal est susceptible de se passiver (solide insoluble, passivation)
- ❖ le métal est stable vis-à-vis du réactif (immunité).

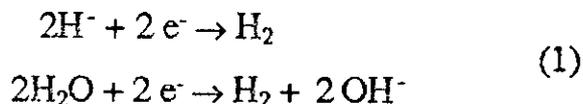
Il en résulte que, d'une manière générale, la résistance à la corrosion des alliages d'aluminium est meilleure dans les milieux neutres ou très proches de la neutralité ($4 < \text{pH} < 9$): dans ces milieux, les alliages d'aluminium sont passivables [27].

B) Propriétés corrosives de la solution

En ce qui concerne le comportement de notre alliage (2024 T3), les caractéristiques importantes du milieu corrosif sont les suivantes:

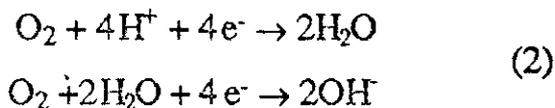
- ❖ Le milieu corrosif d'essai est constitué de solution contenant des ions chlore à différentes concentrations (variant de 0.01N à 5N en NaCl).
- ❖ Pour les différentes concentrations en chlorure de sodium NaCl, ces solutions corrosives présentent un milieu pratiquement neutre avec un $\text{pH} \approx 6$.

Dans ces solutions électrolytiques, la seule réaction cathodique de réduction pouvant consommer des électrons et pouvant ainsi permettre une réaction anodique de corrosion est la réduction des ions H^+ de l'eau (ou la réaction directe de l'eau, équivalente énergétiquement).



En milieu neutre, cette réaction est toujours très lente (du moins aux températures relativement peu élevées), et ne peut alors conduire à une importante corrosion [26].

Une corrosion appréciable dans cette solution n'est donc rendue possible que par la réduction d'autres agents pouvant se trouver en solution, parmi lesquels est au premier chef l'oxygène dissout évidemment. La réduction cathodique de l'oxygène a lieu suivant la réaction suivante:



Selon les études faites sur la cinétique de la réaction (2) de réduction cathodique de l'oxygène sur les alliages d'aluminium [28] en milieu chloruré proches de la neutralité, le résultat le plus important de ces travaux est que cette cinétique, dans les limites de l'étude, est pratiquement indifférente à la nuance et à l'état de surface de l'alliage. C'est donc la réaction anodique qui déterminera le comportement de l'alliage dans une solution chlorurée proche de la neutralité [29].

C) Etude du mode de corrosion

Les alliages d'aluminium, non soumis à aucune tension dans une solution corrosive, se protègent par une couche fine passive au travers de laquelle la diffusion des ions de la solution se trouve réduite [27,30] et cette couche protectrice peut présenter un état d'équilibre dynamique résultant d'une compétition permanente entre les phénomènes de passivation et de dépassivation.

Mais ces phénomènes peuvent être accélérés par des effets chimiques variés ou par des effets mécaniques (déformation plastique du métal). La destruction de cette couche localement provoque la formation de piqûres de corrosion.

« Corrosion par piqûres »

Comme tous les métaux dont la résistance à la corrosion est liée à la présence d'une couche passive, tous les alliages d'aluminium sont sensibles à la corrosion par piqûres en milieux aérés chargés en Cl^- [31].

Le mécanisme de formation de piqûres est précisé sur la figure 11; la corrosion par piqûres se produit dans des circonstances données pour des potentiels métal-solution supérieurs à une valeur critique E_p dite potentiel de piqûre.

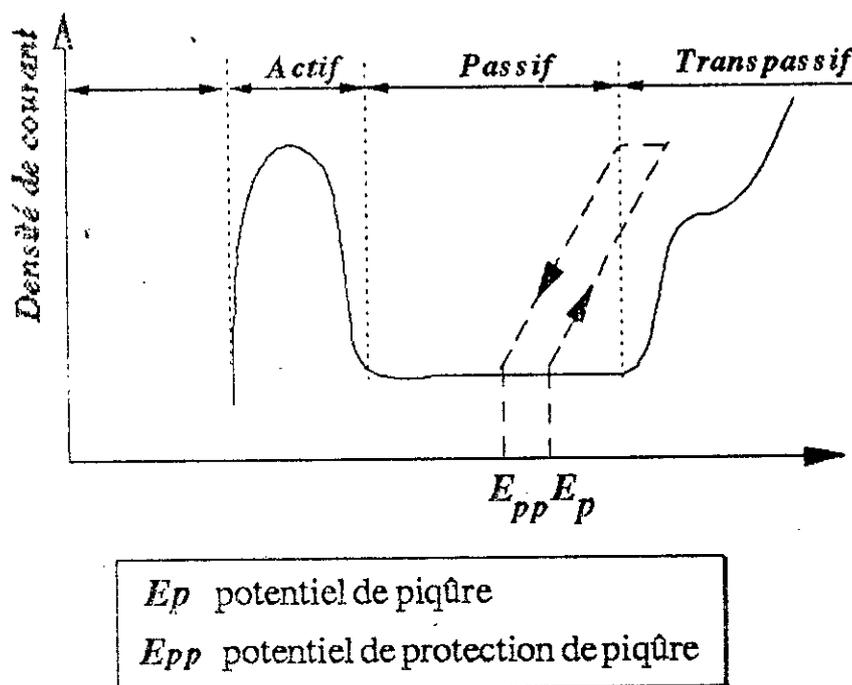


Fig: 11 Définition du potentiel de piqûre (d'après [14])

De plus, on peut souvent définir un potentiel E_{pp} inférieur à E_p , tel que, entre E_p et E_{pp} , les piqûres s'amorcent mais se repassivent très rapidement, sans se développer [32,33], il y a alors aucune corrosion au sens "fonctionnel" du mot, E_{pp} ne serait autre que le potentiel de protection (repassivation).

Les piqûres se forment à la surface du métal suivant un processus électrochimique, et cela, lorsque le film passivant est rompu localement pour une raison quelconque, un couplage galvanique s'établit entre la zone anodique ainsi créée et la zone cathodique constituée par le reste de la surface demeurée passive (voir figure 12).

Le fonctionnement de cette micropile a pour effet d'accumuler dans la piqûre des ions chlorures qui, avec l'hydrolyse des ions Al^{3+} produits par la réaction

anodique, conduit à la formation d'une solution de chlorure d'aluminium acide dont le $\text{pH} \sim 3$ [34]. Cette acidification augmente à son tour la densité de courant de dissolution et le mécanisme est autoentretenu, la piqûre va se propager jusqu'à ce que l'augmentation de ses dimensions permette la dilution de la solution contenue; la piqûre pourra alors se repasser [34,35], les piqûres sont sous contrôle cathodique.

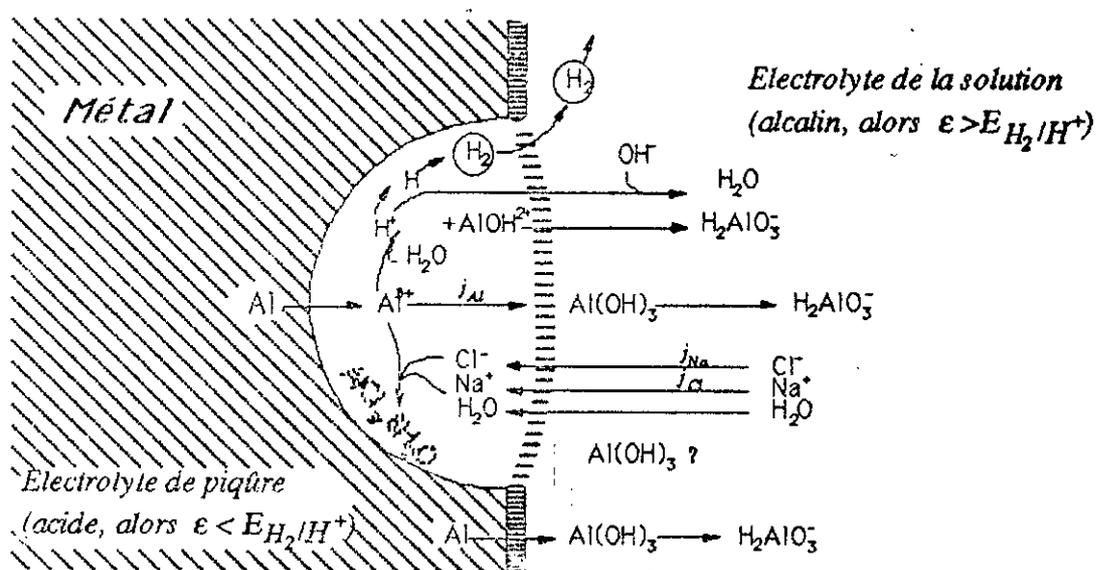


Fig: 12 Mécanisme de piqûration sous une polarisation anodique dans une solution faiblement alcaline NaCl (d'après Kaeshe)[26].

III - Etude du comportement du matériau en milieu chloruré

La susceptibilité des alliages d'aluminium à la corrosion par piqûres dans des milieux chlorurés est généralement caractérisée par la valeur du potentiel de piqûre [36], qui reflète la facilité avec laquelle les piqûres peuvent se former sur le métal. Plus ce potentiel est noble ou plus il est éloigné du potentiel de corrosion E_c , meilleur est la résistance à la piqûration.

Cette résistance est intimement liée à la repassivation de ces piqûres, caractérisée par le potentiel de protection (repassivation E_{pp}). Pour caractériser ces deux limites de potentiel afin d'évaluer le comportement de notre alliage AU4G1(2024 T3) à la piqûration, on a alors proposé d'utiliser des mesures potentiocinétiques et potentiostatiques de repassivation [37].

Le but de ce travail est d'étudier la variation des potentiels de piqûres E_p et de protection (repassivation) E_{pp} en fonction de la concentration en ions chlorure Cl^2 de la solution et de voir l'effet de l'agitation de la solution sur ces potentiels.

III-1/ Procédure expérimentale

La composition chimique ainsi que les caractéristiques mécaniques de l'alliage sont données dans les tableaux I et II (voir chapitre 2).

Les échantillons sont découpés sous forme de plaques rectangulaires de 1cm de côté, recouvertes de peinture glycérophtalique telle qu'une seule face de 1cm² soit en contact avec le milieu agressif. La surface des échantillons est polie mécaniquement au papier abrasif SiC n° 600, puis passée aux ultrasons et rincée à l'eau distillée.

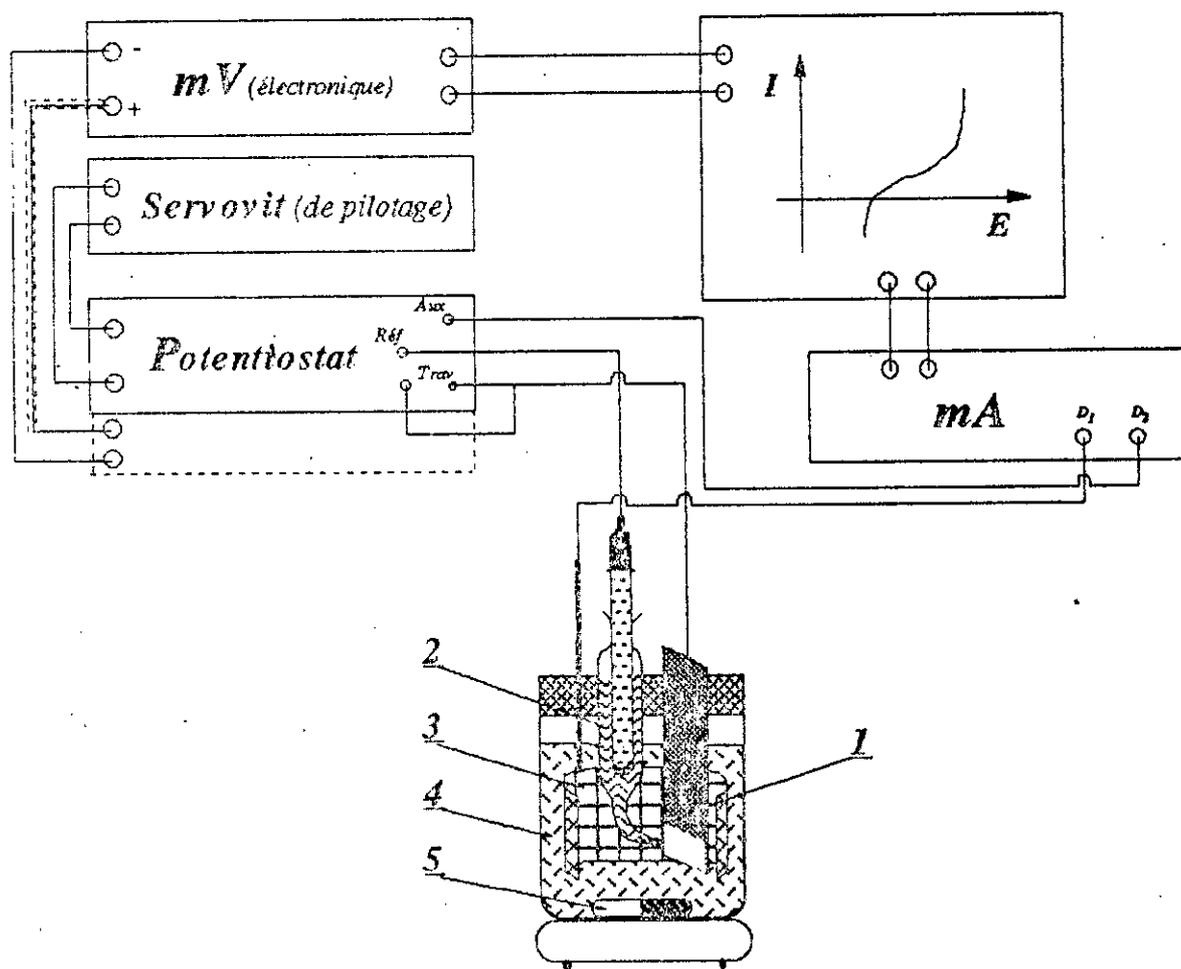
Avant chaque étude voltamétrique, un traitement cathodique de 10 mA/cm² est appliqué à l'échantillon pendant 10 minutes en vue de réduire les espèces superficielles oxydées et d'obtenir ainsi un état de surface de référence [38].

Les milieux électrolytiques utilisés sont des solutions de chlorure de sodium (NaCl) à différentes concentrations variant de 0.01N à 5N, ces solutions sont préparées à partir d'un mélange d'eau distillée et de chlorure de sodium pur. La cellule électrolytique est constituée par un récipient en verre monté sur un agitateur à ballon magnétique de 200 tr/min.

Le tracé des courbes intensité-potentiel a été effectué à l'aide du montage potentiocinétique classique à trois électrodes [39] réalisé par un potentiostat *Tacussel PRT 40X* piloté par l'appareil *Servovit Tacussel*, qui assure un balayage en potentiel (croissant et décroissant). La densité globale du courant en fonction du potentiel est enregistrée par un enregistreur X-Y-t Philips à sensibilité variable, branchée sur le circuit de la contre électrode de platine. Les potentiels mesurés sont rapportés à une électrode de référence au calomel saturé (SCE), connectée à la cellule électrolytique à l'aide d'un pont de KCl dont l'extrémité du capillaire se trouve à 1mm de l'échantillon.

En tenant compte de ces conditions expérimentales, des expériences préliminaires, effectuées à différentes vitesses de balayages des potentiels, ont montré que les résultats obtenus à 1mV/s sont les plus reproductibles (à ± 30 mV/SCE).

Le schéma de la cellule et des dispositifs du montage est présenté sur la figure 13.



- 1 électrode de travail 2024 T3
- 2 électrode de référence (SCE)
- 3 électrode auxiliaire en platine
- 4 solution NaCl (électrolyte)
- 5 agitateur magnétique

Fig: 13 Schéma du montage d'essai de corrosion

III- 2/ Résultats expérimentaux

1) Courbe intensité-potentiel

La figure 14 montre l'allure générale des courbes intensité-potentiel obtenue en milieu aéré, agité ou non.

D'après leur forme, ces courbes appartiennent toutes à un système caractéristique d'un métal passivable. On observe que l'accroissement du potentiel vers des valeurs plus positives entraîne pour un potentiel dit potentiel de piqure E_p , une brusque augmentation de l'intensité du courant accompagnée d'oscillations, qui traduisent l'apparition de piqures à la surface du métal.

Si on diminue progressivement la valeur du potentiel appliqué à l'échantillon, la courbe suit le trajet indiqué par la flèche et rencontre la courbe "aller" avec un hystérésis négatif, pour un potentiel E_{pp} , appelé potentiel de protection (repassivation). Entre E_p et E_{pp} , les piqures amorcées pour $E > E_p$ peuvent continuer à se développer mais aucune autre ne peut se former [32].

Cependant, pour mettre le métal à l'abri des piqures, son potentiel ne devra pas atteindre E_p . Cette condition se trouve d'autant mieux réalisée lorsque la différence entre les potentiels E_{corr} et E_p est plus grande .

2) Résultats de l'étude électrochimique

Les valeurs des tableaux III et IV indiquent les résultats électrochimiques obtenus dans des solutions agitée et non agitée.

Le tableau III rassemble les valeurs des potentiels caractéristiques mesurés dans des conditions de référence. Les valeurs données dans ce tableau doivent être comprises comme des valeurs moyennes. En effet, les mesures ont fait apparaître une certaine dispersion, les valeurs individuelles mesurées peuvent varier de 15 mV en plus ou en moins, par rapport aux valeurs moyennes rapportées dans le tableau III; pour les valeurs de densité de courant anodique critique, les mesures ont fait apparaître une dispersion évaluée à $\pm 0.15 \text{ mA/cm}^2$.

Tableau:III Variation des potentiels de piqures et de repassivation en fonction de la concentration en NaCl. (potentiels obtenus par la méthode potentiocinétique).

Concentration en NaCl (normalité)	Sans agitation			Avec agitation		
	E_p (mV/SCE)	E_{pp} (mV/SCE)	E^*	E_p (mV/SCE)	E_{pp} (mV/SCE)	E^*
0,01	-415	-660	245	-455	-530	75
0,05	-460	-690	230	-510	-595	85
0,1	-515	-715	200	-545	-630	85
0,5	-600	-755	175	-645	-720	75
0,6	-640	-790	150	-655	-735	80
1,0	-675	-815	140	-685	-750	65
2,0	-720	-840	120	-710	-785	75
5,0	-765	-880	115	-780	-840	60

$$E^* = E_p + E_{pp}$$

Tableau:IV Variation de la densité de courant critique en fonction de la concentration en NaCl.

Concentration en NaCl (normalité)	I_p (mA/cm ²)	
	Solution non agitée	Solution agitée
0,01	2,5	3,4
0,05	3,4	4,0
0,1	4,0	5,0
0,5	4,6	5,85
0,6	4,85	6,0
1,0	5,0	6,5
2,0	5,5	7,0
5,0	6,2	7,6

D'après l'analyse de ces tableaux, on constate que les potentiels de piqûres E_p et les potentiels de repassivation E_{pp} (protection) se déplacent vers des valeurs moins nobles (plus négatives) avec l'accroissement de la concentration en NaCl de la solution. Ces variations entre les concentrations 0.01N à 5N en NaCl sont de l'ordre 350 mV/SCE pour E_p et de 220 mV/SCE pour E_{pp} . Remarquons que ces potentiels se déplacent vers des valeurs encore moins nobles lorsque la solution est agitée[40].

On observe aussi que l'écart E^* qui caractérise la différence entre les potentiels E_p et E_{pp} décroît avec la concentration en NaCl lorsque la solution n'est pas agitée, alors que cet écart devient presque insensible lorsque la solution est agitée (voir figure 15a et 15b).

La figure 16 qui résume les valeurs du tableau IV, montre que la densité de courant anodique critique (piqûration) croît avec la concentration en NaCl et encore plus avec l'agitation de la solution.

Remarque:

L'examen des courbes (fig: 14,15) montre que l'agitation de la solution a pour effet de déplacer le potentiel de piqûre E_p vers des valeurs plus négatives en s'approchant du potentiel libre de l'alliage alors que le potentiel de repassivation devient moins négatif, ce qui amène à conclure que l'agitation a pour l'effet d'augmenter la vitesse de piqûration.

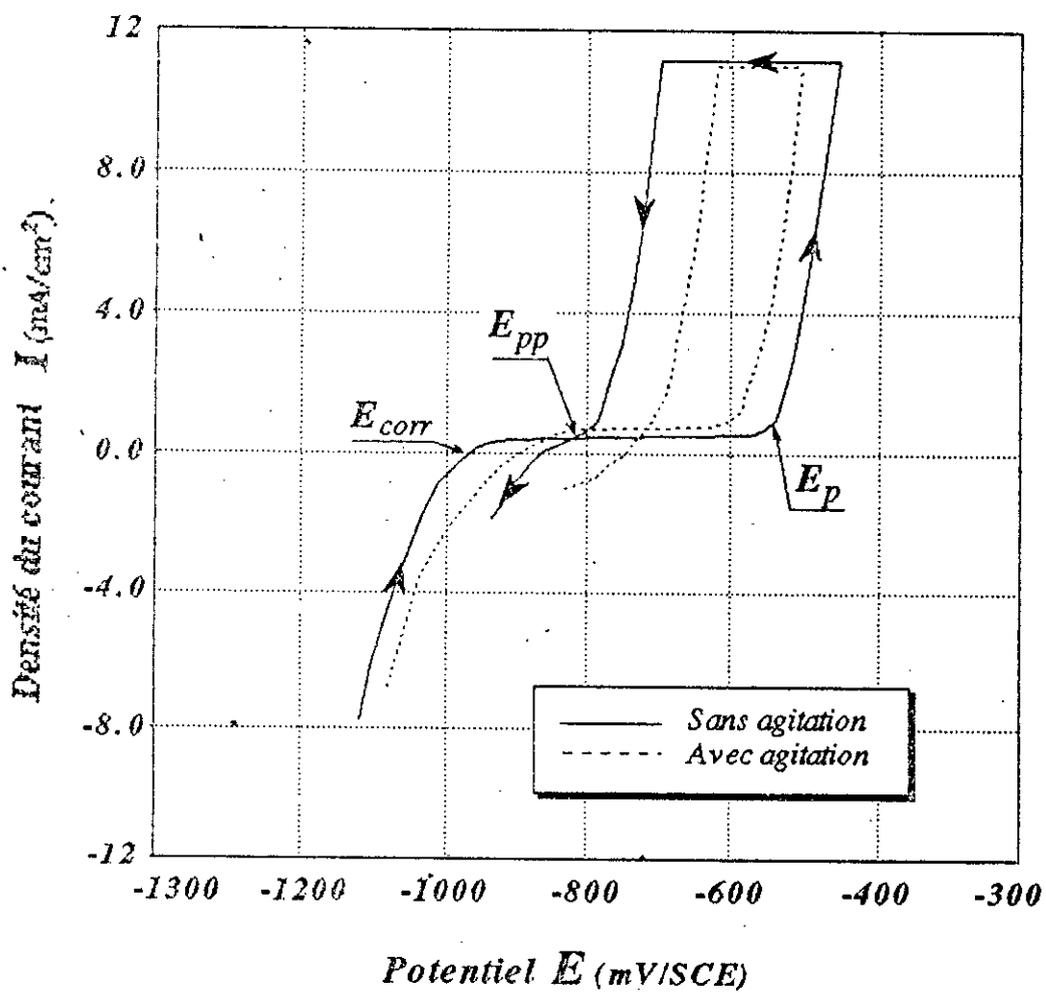


Fig: 14 Courbes intensité-potentiel en solution aérée (balayage potentiodynamique entre E_p et E_{pp})

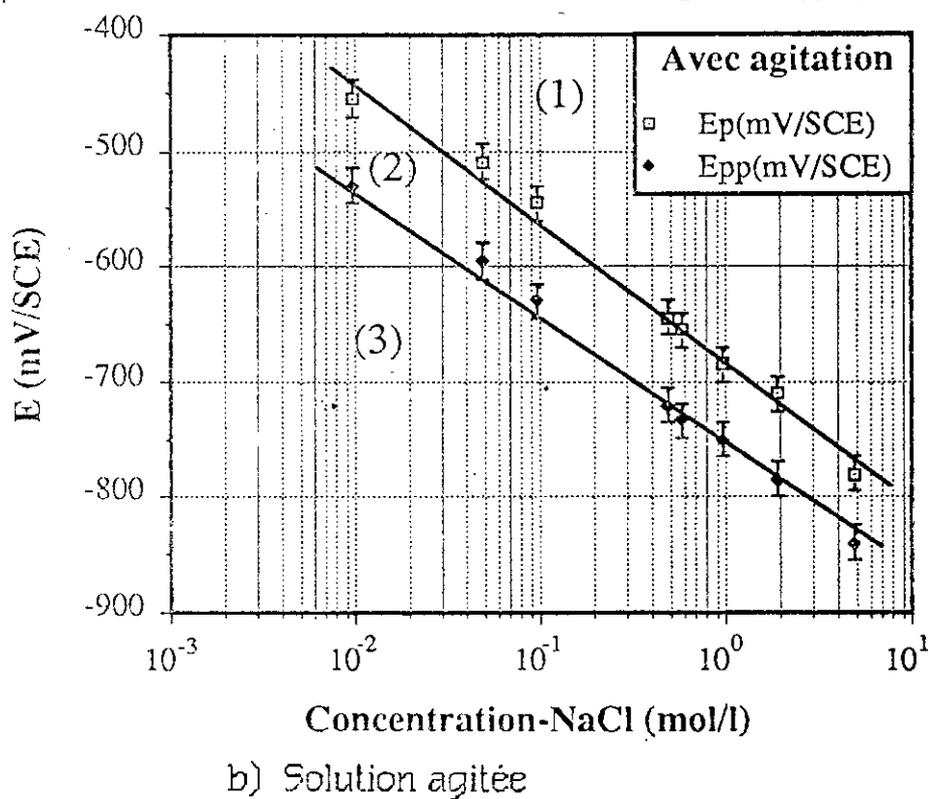
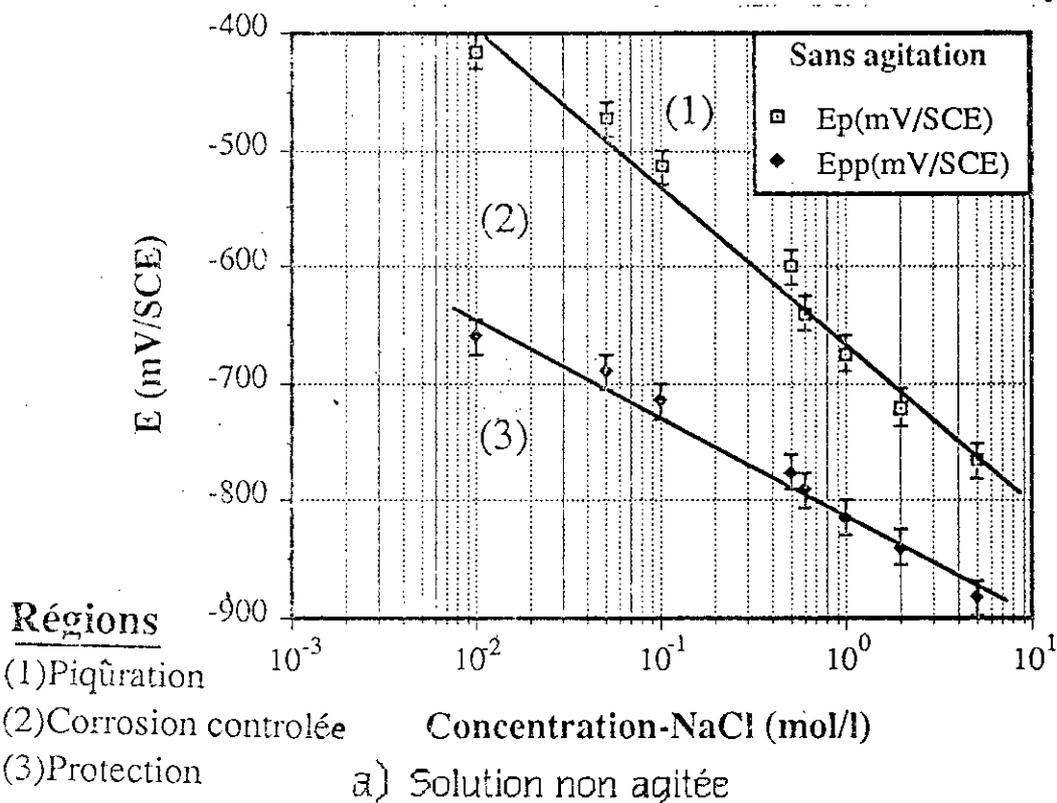


Fig: 15 Influence de la concentration sur les potentiels (E_p et E_{pp})

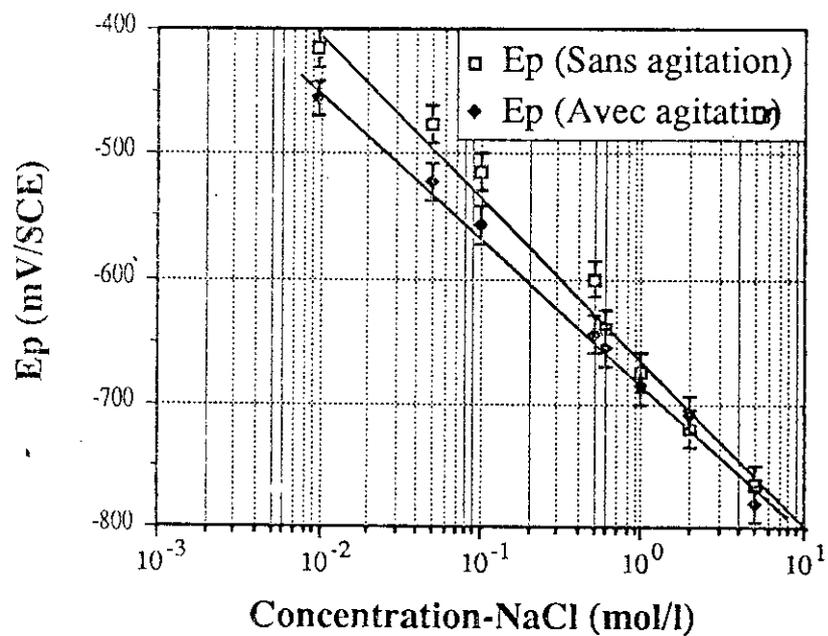


Fig: 16 Influence de l'agitation sur le potentiel E_p (mV/SCE)

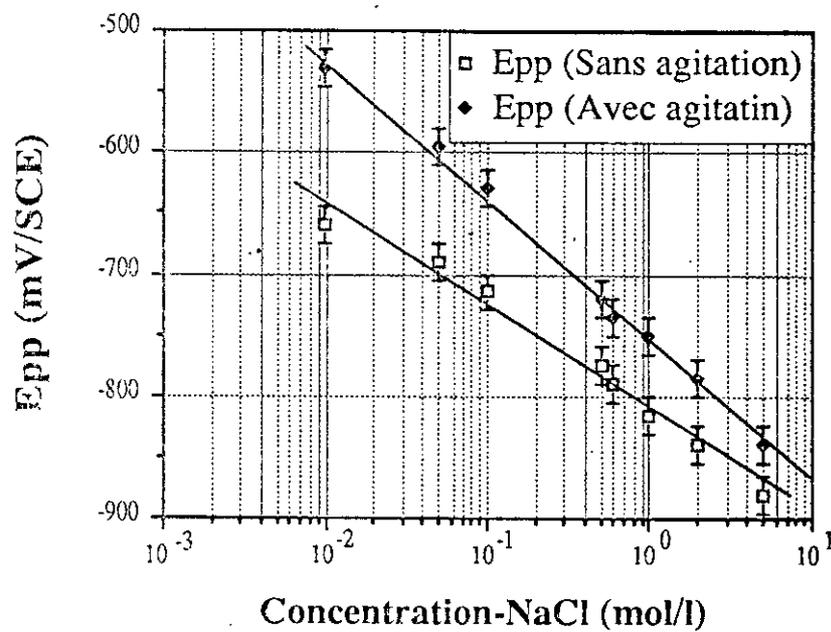


Fig:17 Influence de l'agitation sur le potentiel E_{pp} (mV/SCE)

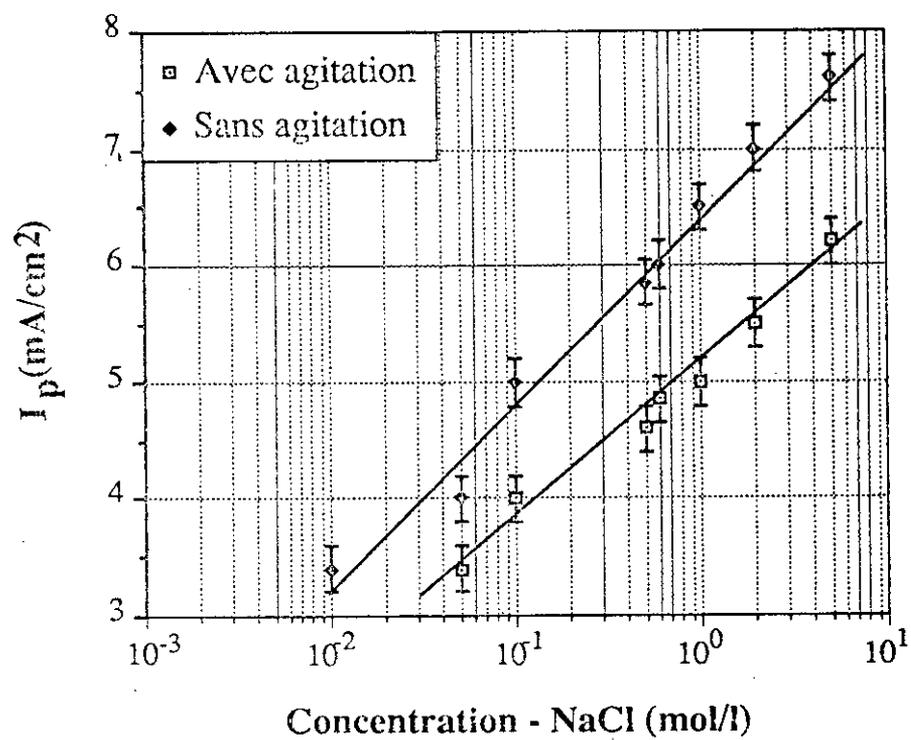


Fig:18 Influence de la concentration sur l'intensité de piqûration (I_p)

III-3/ Discussion

D'après l'ensemble des résultats expérimentaux, représentés par les courbes figures 15a et 15b, il apparaît que les potentiels de piqûres E_p et les potentiels de repassivation varient linéairement en fonction du logarithme de l'activité du Cl^- [41]:

$$E_p = a + b \log(a_{Cl^-})$$

où a_{Cl^-} : est l'activité du Cl^-

a, b : sont des constantes à déterminer

Cette activité est définie comme suit selon Hunkeler [42]

$$a = f \cdot c_{NaCl}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} f: \text{Constante d'activité} \\ \quad (f: 0,68 - 0,66) \\ c_{NaCl}: \text{Concentration en NaCl} \end{array} \right.$$

Les équations suivantes s'appliquent plus particulièrement aux potentiels E_p et E_{pp} respectivement:

$$E_p = -701,7 - 83 \log(a_{Cl^-})$$

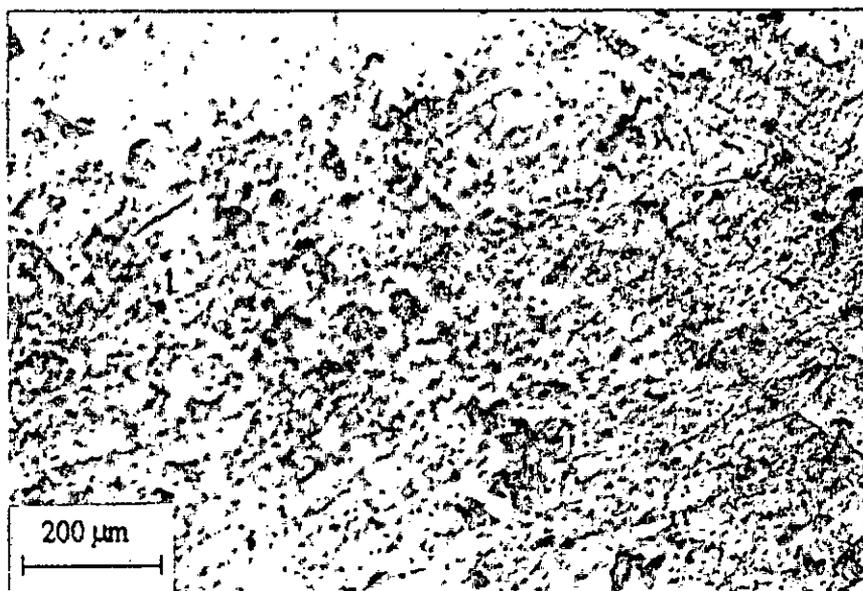
$$E_{pp} = -829 - 140,5 \log(a_{Cl^-})$$

Ces résultats obtenus sont en accord avec ceux trouvés par Nikol.Th [43] et comparables à ceux trouvés par Hunkeler [42]. On constate que le potentiel de piqûres s'approche (se déplace vers des valeurs plus négatives) du potentiel libre

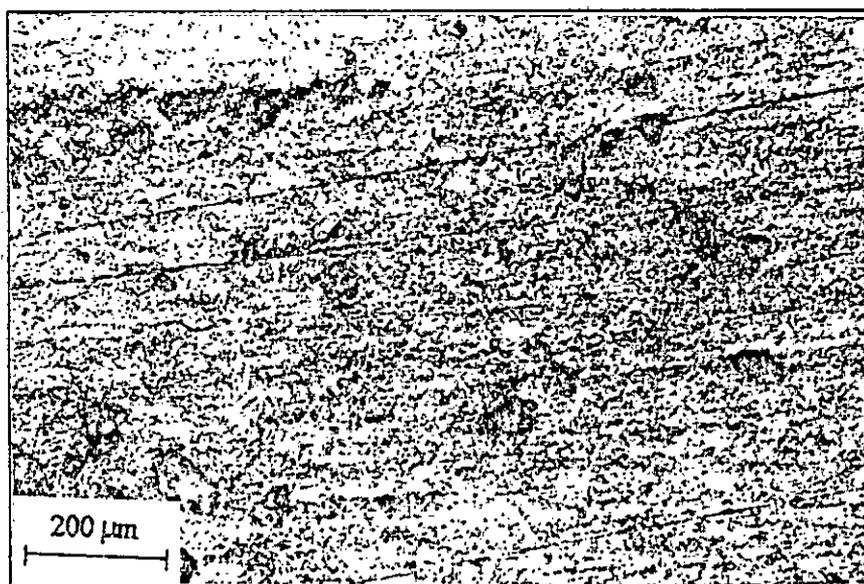
de l'alliage en circuit ouvert lorsque la solution est agitée, ce qui provoque une grande susceptibilité à la piqûration de notre alliage étudié; ce fait est confirmé par une analyse micrographique effectuée sur des échantillons piqûrés en milieu agité et non agité (voir figure 19a et 19b). L'analyse de l'ensemble des résultats présentés aux figures 15, 16, 17 et 18 permettent de constater que:

- ✱ L'accroissement de la concentration en NaCl de la solution déplace les potentiels de piqûres et les potentiels de repassivation vers des valeurs moins négatives.
- ✱ Le chlorure de sodium entraîne une augmentation de la densité de courant anodique critique [44], par conséquent une augmentation de la densité de piqûres (voir figures 20a et 20b).
- ✱ L'agitation du milieu (solution) tend à diminuer le potentiel de piqûres donc à accélérer la vitesse de piqûration, mais augmente par contre le potentiel de repassivation, donc en résumé l'agitation agit en diminuant l'écart entre E_p et E_{pp} caractérisé par E^* .

Enfin, ces résultats montrent que l'effet de la corrosion par piqûres dû à des chlorures est accéléré par l'agitation du milieu.

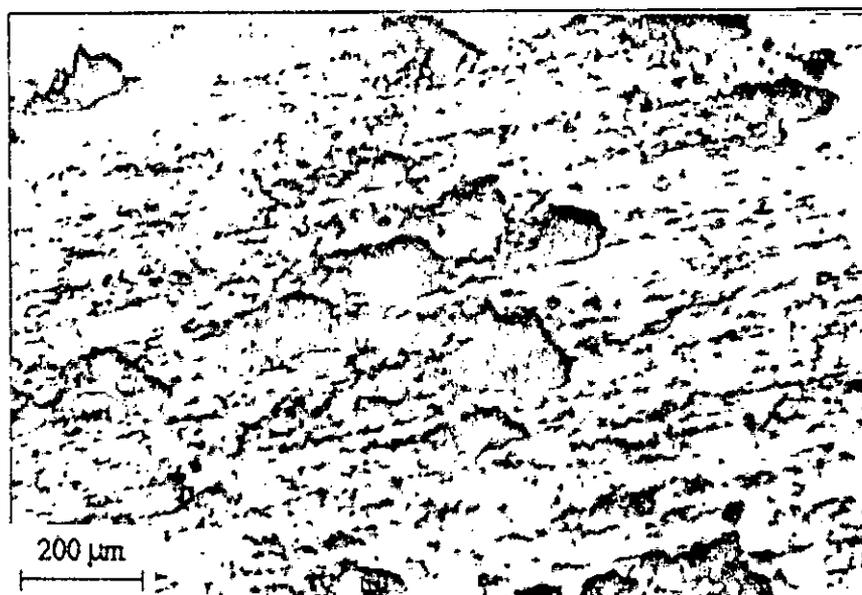


a) Sans agitation



b) Avec agitation

Fig:19 Influence de l'agitation sur la densité de piqûres dans l'alliage d'aluminium 2024 T351 (solution C_{NaCl} : 0,5 N)



a) $C_{NaCl}: 1,0 N$



b) $C_{NaCl}: 5,0 N$

Fig:20 Influence de la concentration en NaCl de la solution sur la densité de piqûres dans l'alliage d'aluminium 2024 T351

III-4/ Conclusion

Les résultats de nos essais permettent de tirer les conclusions suivantes concernant l'emploi et la signification des potentiels de piqûres E_p et des potentiels de repassivations (protection) E_{pp} de l'alliage 2024 T3 (AU4G1).

- ⇒ Les résultats obtenus (*voir figure: 15a*) montrent qu'il ne semble pas exister une limite très nette entre le domaine de passivité et celui de formation de piqûres, on doit plutôt parler d'un domaine de transition (domaine de corrosion contrôlée).
- ⇒ Les méthodes potentiocinétique et potentiostatique [24] nous donnent les limites de ce domaine de transition E_p et E_{pp} , où il apparaît que le potentiel d'initiation de piqûres est nettement supérieur au potentiel de repassivation
- ⇒ L'alliage ne subira des piqûres de corrosion dans une solution chlorurée que si son potentiel métal/solution est supérieur au potentiel de piqûres, et dans la pratique, ce potentiel sera déterminé par la réduction cathodique de l'oxygène dissous dans la solution [45] et éventuellement des autres oxydants présents.

Ces renseignements ainsi obtenus sont intéressants pour prévoir le comportement électrochimique de l'alliage 2024 T3 en pratique. Dans le cas courant, en effet, la formation de piqûres est souvent due à des causes extérieures à l'alliage métallique lui-même [31]: diverses inclusions d'abord, mais aussi pollutions superficielles diverses, hétérogénéités dans la solution [26], etc... Si bien qu'en pratique l'aptitude du métal à se repasser paraît être la propriété la plus importante dans la résistance à la corrosion.

Tous les résultats décrits ci dessus montrent, une fois de plus, la grande

importance des processus de corrosion par piqûres, celles ci peuvent en effet influencer directement ces processus, par leurs nombres, leurs dimensions et leurs formes, et peut-être, aussi par leur nature [46].

Chapitre 4

ETUDE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE-CORROSION

VI/ Etude de l'influence du milieu corrosif sur le comportement en fatigue

Le phénomène de fatigue-corrosion fait partie des problèmes réels et courants dans le domaine de la corrosion (recherche et application). Ces types de problèmes sont fréquemment rencontrés dans les industries chimiques et mécaniques [26].

La recherche en fatigue-corrosion présente d'une part une interaction compliquée entre l'aspect physique du matériau et l'aspect mécanique de la rupture et d'autre part une réduction de la résistance à la fatigue (à travers la simultanéité des réactions chimiques). Ces deux caractéristiques rendent cette recherche difficile à aborder par des théories et par des expériences.

VI-1/ Présentation de l'étude

Les phénomènes de fatigue ainsi que de fatigue-corrosion sont généralement étudiés par des tests de rupture sur des éprouvettes lisses, et les résultats obtenus dépendent essentiellement du système métal/solution (milieu).

Parmi ces tests de rupture, nous avons étudié l'amorçage des fissures de fatigue selon un type de sollicitation; la flexion rotative, où nous avons tracé des courbes de Wöhler (σ -logN) et déterminé les niveaux moyens des amplitudes de contrainte pour une durée de vie conventionnelle à $2 \cdot 10^7$ cycles. Les valeurs des limites de fatigue sont alors déterminées par la méthode statistique de l'escalier.

Il est bien connu que la nature du milieu corrosif peut avoir une large influence sur la cinétique du phénomène de fatigue-corrosion. Il est également connu qu'en présence d'un milieu chloruré les alliages AL-Cu-Mg (série 2000) sont susceptibles d'une attaque localisée du type piqûres de corrosion [47,48].

En conséquence, le milieu corrosif utilisé dans les essais de fatigue-corrosion est une solution de chlorure de sodium (NaCl) dont la concentration est prise identique à l'eau de mer 3,5% NaCl avec un $\text{pH} \approx 6$ (milieu pratiquement neutre), et cela dans l'objectif de démontrer l'influence du phénomène électrochimique sur le comportement en fatigue.

Pour compléter ce travail, nous avons effectué quelques essais en séquences alternées multiples (on expose alternativement le matériau à l'air et dans la solution au cours de l'essai de fatigue selon un nombre de cycles déterminé) en potentiel libre et en potentiel imposé. Le but de ces derniers essais est de s'approcher du cas réel et courant de certaines structures aéronautiques susceptibles de s'exposer alternativement à des milieux (environnements) différents.

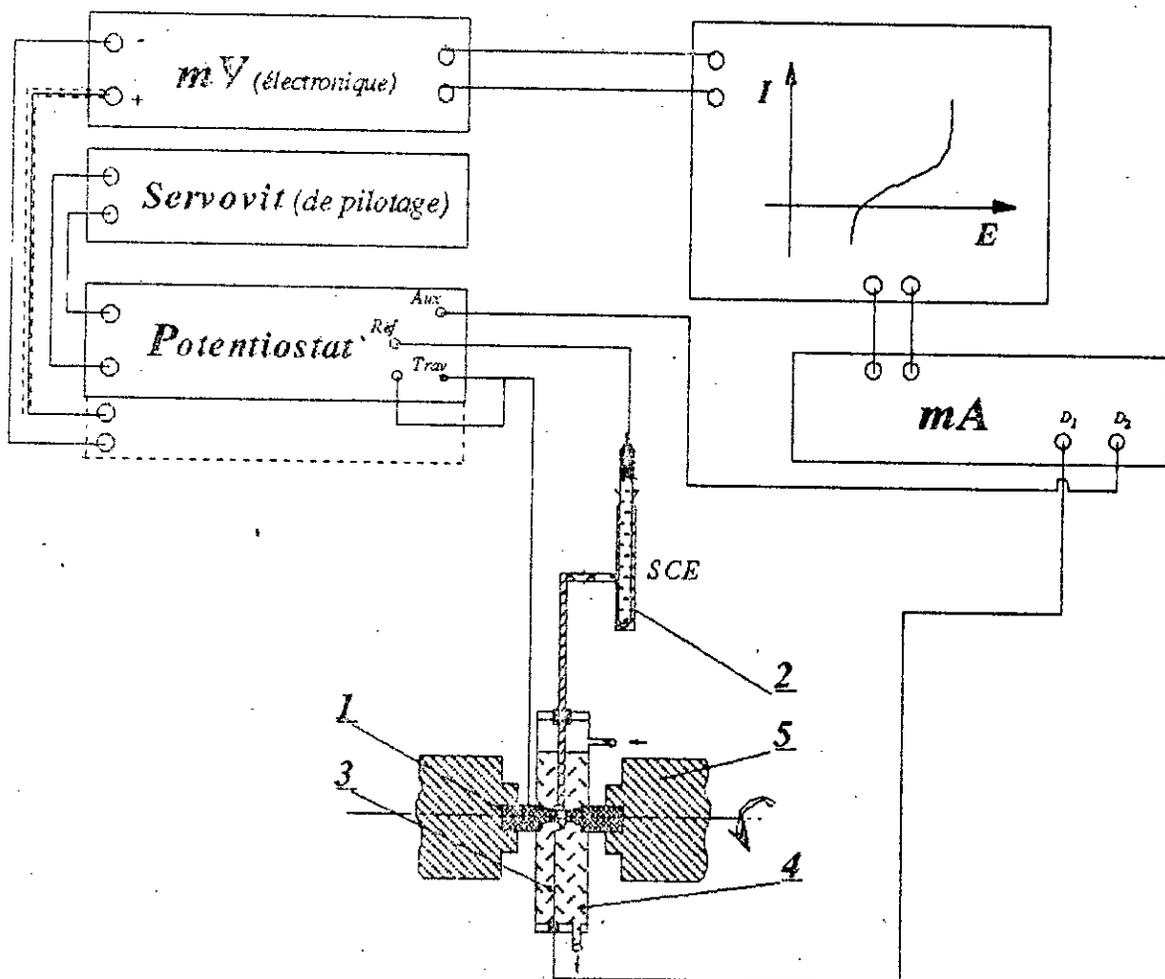
VI-2/ Conditions des essais de fatigue

a) Appareillages expérimentaux

Tous les essais ont été effectués en flexion rotative avec un moment de flexion constant et à une fréquence de 3000 cycle/min (50 Hz).

Le type d'éprouvette utilisée pour réaliser les essais sur notre alliage (2024 T3) est représenté à la figure 22. Elle présente une forme toroïdale de rayon 20 mm et dont le diamètre de la section minimale est de 4 mm. Toutes les éprouvettes sont usinées au tour avec un polissage longitudinal de la partie utile au papier abrasif n° 600.

Dans tous ces essais, le milieu corrosif était appliqué au moyen d'une cellule en plexiglas (voir figures 24 et 25b) et circulait en permanence entre l'éprouvette et une nourrice (aérée) de capacité au moins 10 fois supérieure à celle de la cellule, la figure (21 et 23) présente le montage expérimental utilisé.



- 1 éprouvette de travail 2024 T3
- 2 électrode de référence (SCE)
- 3 électrode auxiliaire en platine
- 4 solution NaCl (électrolyte)
- 5 machine de fatigue (flexion rotative)

Fig: 21 Schéma du montage d'essai de fatigue-corrosion

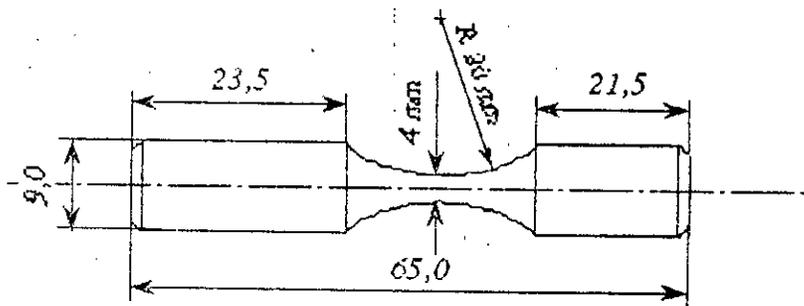


Fig: 22 Eprouvette d'essai de fatigue (flexion rotative)

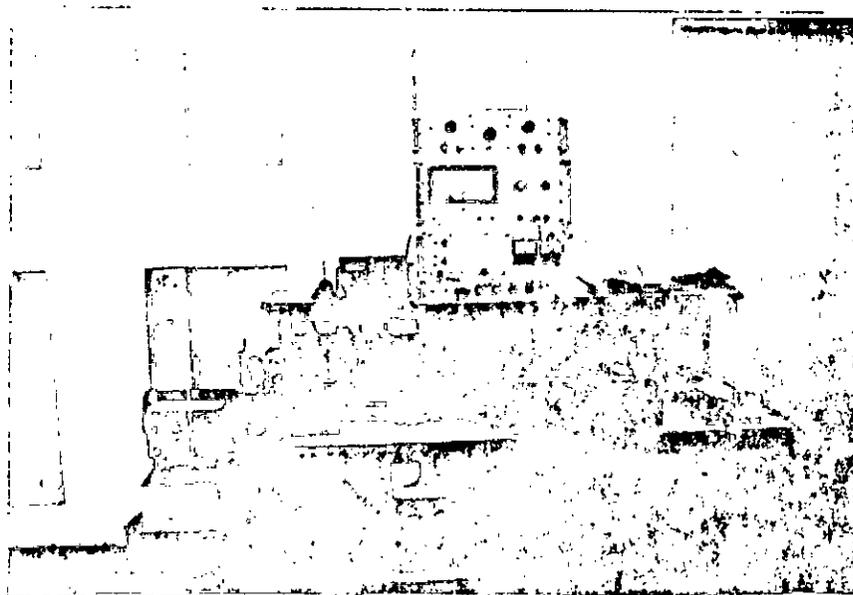


Fig:23 Appareillages expérimental d'essai de fatigue-corrosion

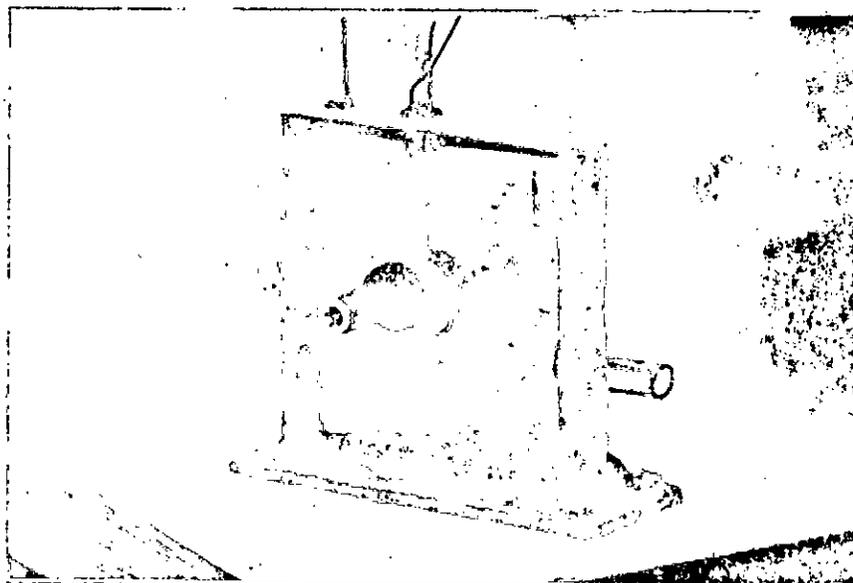
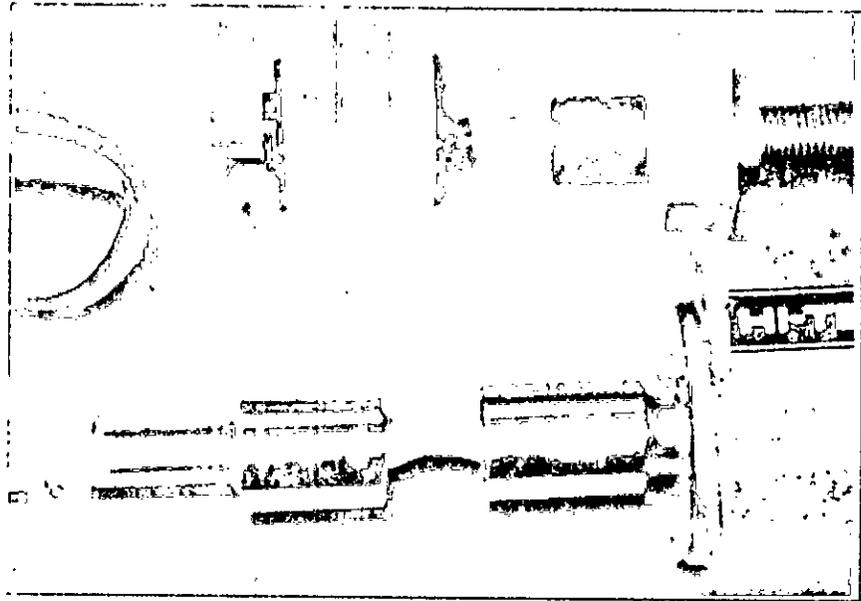


Fig:24 Montage de la cellule-épreuve (*essai de fatigue-corrosion*)



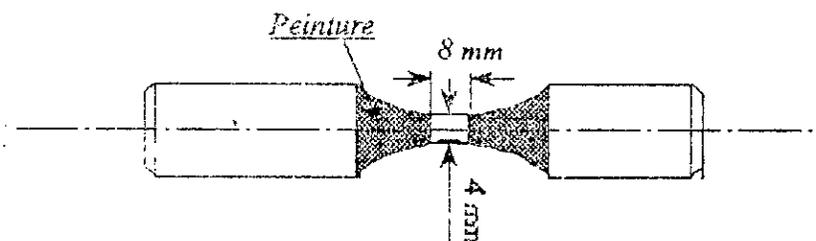
a) Essai de fatigue à l'air



b) Essai de fatigue-corrosion

Fig:25. Dispositif de montage de l'éprouvette au cours des essais de fatigue à l'air et de fatigue-corrosion

Dans les essais de fatigue-corrosion, la partie utile de l'éprouvette immergée est partiellement recouverte de peinture glycérophthalique, exceptée une surface (toroïdale) de 1cm^2 directement en contact avec le milieu corrosif. (voir figure 25a)



Le potentiel de corrosion de l'éprouvette immergée dans la solution corrosive est mesuré par rapport à une électrode saturée au calomel (SCE) placée à l'aide d'un pont de KCl dont le capillaire se trouve à une distance de 1mm de la surface active (surface mise à nu).

Le potentiel électrochimique est mesuré par un millivoltmètre électronique à haute impédance, un potentiostat est utilisé pour imposer un potentiel constant entre le métal (éprouvette) et l'électrode de référence. Dans ces conditions, le courant électrochimique I (débité par le potentiel imposé) est mesuré entre une contre-électrode en platine et l'éprouvette. Le temps de réponse du potentiostat est suffisamment court de l'ordre de $5\ \mu\text{s}$ pour contrôler correctement le potentiel imposé.

Pour toutes ces mesures, nous avons considéré alors que la variation du potentiel et du courant en fonction du temps au cours des essais de fatigue reflètent exactement le comportement de l'interface métal/solution, ces paramètres électrochimiques $E(t)$ et $I(t)$ sont enregistrés à l'aide d'un enregistreur X-t (Philips).

Remarque :

⊙ Procédure de mise en charge sur la machine de fatigue

Sur ce type de machine, le mode de sollicitation s'obtient par la rotation d'une

éprouvette soumise à un effort de flexion de direction fixe, dont le moment de flexion est constant tout au long de la partie utile de l'éprouvette.

Dans cet essai, toutes les fibres consécutives d'une éprouvette, sauf la fibre neutre, sont successivement tendues puis comprimées. Pour les fibres externes qui sont les plus sollicitées, l'amplitude de la variation sinusoïdale de l'effort est maximale: c'est cette amplitude qui intervient dans le calcul de la contrainte appliquée.

La contrainte maximale de flexion sur la fibre externe se calcule par des relations de résistance des matériaux (RDM) [49].

$$\sigma = \frac{M}{(I / v)}$$

Avec

- M : Moment fléchissant par rapport à la section considérée
- $M = P \cdot l$ (P : la charge appliquée
 l : longueur du bras du levier)
- I : Moment d'inertie de la section par rapport à l'axe neutre
- v : Distance de la fibre externe à la fibre neutre

$$(I / v) = \frac{\pi \cdot d^3}{32}$$

⇒

$$\sigma = \frac{P \cdot l}{\pi \cdot (d^3/32)}$$

avec: $l = 125,7$

$d = 4 \text{ mm}$

$$\sigma = \frac{125,7 \cdot P \cdot 32}{\pi \cdot 4^3} = 20 \cdot P \text{ (N/mm}^2\text{)}$$

alors la charge à appliquer est : $P = \sigma / 20 \text{ (N)}$

La mise en charge se fait par application de poids à l'extrémité du bras du levier.

b) Procédure expérimentale

Avant chaque essai de fatigue-corrosion, les éprouvettes utilisées sont dégraissées dans l'alcool éthylique. Après leur montage dans la cellule électrolytique, elles sont soumises au contact de la solution corrosive pendant 15 minutes environ dans le but de permettre au potentiel de corrosion de se stabiliser, alors que dans le cas où ces essais sont conduits sous potentiel cathodique, ce dernier doit être imposé 15 minutes avant d'appliquer les efforts de fatigue (effort cyclique).

Dans le cas des essais en séquences multiples, c'est-à-dire les essais où l'on a exposé alternativement le matériau à l'air et en solution 3,5% NaCl jusqu'à rupture, cette période d'exposition dans chaque milieu (air ou solution) est de 18000 cycles. La première séquence de 18000 cycles est réalisée dans l'air. Après une séquence en milieu salin, l'éprouvette est rincée à l'eau distillée puis séchée avant que l'essai de fatigue à l'air soit repris.

Une étude fractographique a été réalisée enfin sur les éprouvettes rompues

Remarque:

Des essais préliminaires ont permis de situer la courbe de Wöhler de notre alliage et sa limite de fatigue, cette dernière étant estimée dans notre cas par la méthode statistique de l'escalier avec 12 à 15 éprouvettes. Le meilleur compromis possible entre le nombre des niveaux d'essais et celui des éprouvettes à chaque niveau, compte tenu du nombre total d'essais fixés à l'avance, a été recherché pour obtenir une définition de la courbe de *Wöhler* médiane, reposant sur un nombre de points suffisants pour connaître la variation des durées de vie à chaque niveau. Le nombre de niveaux de contrainte dans le cas pratique a varié entre 5 et 6 selon le nombre d'éprouvettes disponibles.

VI-3/ Comportement en fatigue-corrosion de l'AU4G1 (2024 T3)

On sait que l'amorçage des fissures de fatigue en présence d'un milieu chloruré est facilité par la formation de piqûres à la surface de l'éprouvette d'essai [50].

C'est pourquoi, on peut s'attendre à ce que la résistance à la fatigue-corrosion de l'AU4G1 soit reliée à sa résistance à la piqûration. De plus, des études de corrosion sous contrainte en milieu chloruré [34,51] ont clairement montré le rôle que joue la présence d'éléments étrangers sous forme de composés intermétalliques hors solution qui gênent localement la formation du film d'alumine protecteur: ce sont en effet, des sites d'adsorption préférentielle des ions Cl^- [52] qui, après un certain temps d'incubation, vont venir au contact de la surface métallique non protégée et créer des piqûres.

D'une façon générale, pour expliquer la résistance de cet alliage à la fatigue-corrosion, plusieurs mécanismes peuvent être invoqués tels que la dissolution préférentielle, la fragilisation par hydrogène ou la formation de piqûres. Dans le cas présent on a observé des piqûres de corrosion à la surface des éprouvettes rompues (voir figure 35) lors des essais en solution 3,5% NaCl (milieu chloruré).

De tout ceci, nous déduisons que le phénomène de corrosion localisée doit être invoqué pour interpréter les résultats de fatigue-corrosion de l'alliage AU4G1.

- Influence d'un potentiel cathodique

a) Généralités

En faisant des expériences en potentiel imposé, deux buts, étaient poursuivis:

- ⇒ Savoir si on peut retrouver la durée de vie observée à l'air pour un potentiel convenablement choisi.
- ⇒ Avoir des indications sur les mécanismes mis en jeu dans le processus de fatigue-corrosion.

En effet, Bhatt et Phelps [53], dans le domaine de fatigue-corrosion, ont montré, qu'en observe à un niveau de contrainte donné, les variations de la durée de vie avec le potentiel appliqué, on peut déterminer quel mécanisme intervient au potentiel de corrosion, et s'il est possible de retrouver un domaine de potentiel où le matériau est correctement protégé.

VI-4/ RESULTATS DES ESSAIS

1) Etude du potentiel libre du matériau

-A- Variation du potentiel en fonction du temps

Lorsque l'on mesure le potentiel de corrosion d'un métal, on observe qu'il n'atteint pas en général immédiatement une valeur stationnaire. En effet, au moment où le matériau est plongé dans la solution, celle-ci ne contient pas d'ions du métal, si bien qu'un potentiel stationnaire est un peu long à atteindre; d'autre part, l'interface métal/solution peut être modifiée par la formation d'un produit de corrosion insoluble.

La courbe potentiel-temps a l'aspect présenté à la figure 26. On constate que le potentiel de corrosion (potentiel libre) devient de plus en plus noble; il y a passivation du métal par formation à sa surface d'un produit de corrosion insoluble protecteur.

-B- Evolution du potentiel de l'échantillon au cours des essais de fatigue-corrosion

Les tests de fatigue-corrosion nous permettent, grâce à l'utilisation d'une électrode au Calomel dite électrode de référence, de mesurer la variation du potentiel libre enregistré au niveau d'une éprouvette.

A titre d'exemple, nous avons mené cet essai sur trois éprouvettes (2024 T3) soumises à différentes contraintes cycliques (100 N/mm^2 , 160 N/mm^2 et 240 N/mm^2) et nous avons obtenu les courbes de la figure 27. L'étude de ces courbes révèle que le potentiel libre du métal évolue en fonction du temps au cours de l'essai de fatigue.

En effet, le potentiel évolue de -820 mV à $\approx -700 \text{ mV}$ durant la période dite de stabilisation (≈ 15 minutes) puis, au cours de l'essai de fatigue, ce potentiel évolue

de - 700 mV à \approx - 400 mV au moment de la rupture (pour une contrainte faible de 100 N/mm^2).

Ceci s'explique par le fait que le potentiel libre enregistré durant l'essai est en réalité un potentiel mixte résultant des processus anodiques et cathodiques.

On constate par ailleurs que le potentiel présente une décroissance rapide en présence de contraintes élevées. Cette décroissance du potentiel, sous l'effet d'importants chargements, est dû, soit à un accroissement de la vitesse de dissolution, soit à un accroissement des surfaces anodiques [54].

Cette dernière hypothèse semble être la plus probable du fait que le nombre de sites d'initiation de fissures s'accroît considérablement pour des contraintes élevées [55].

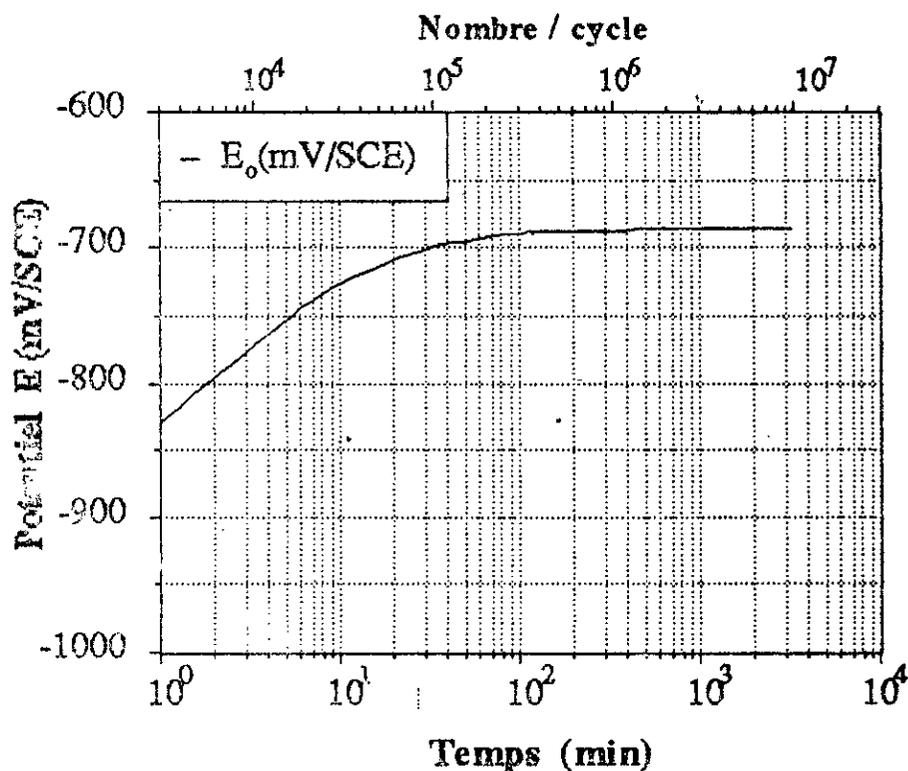
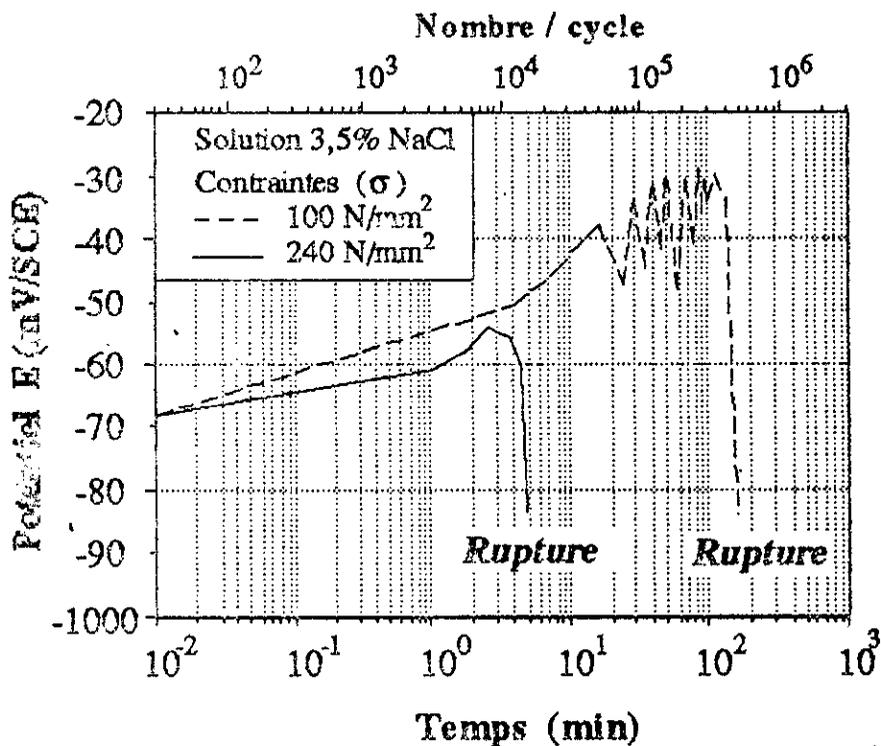
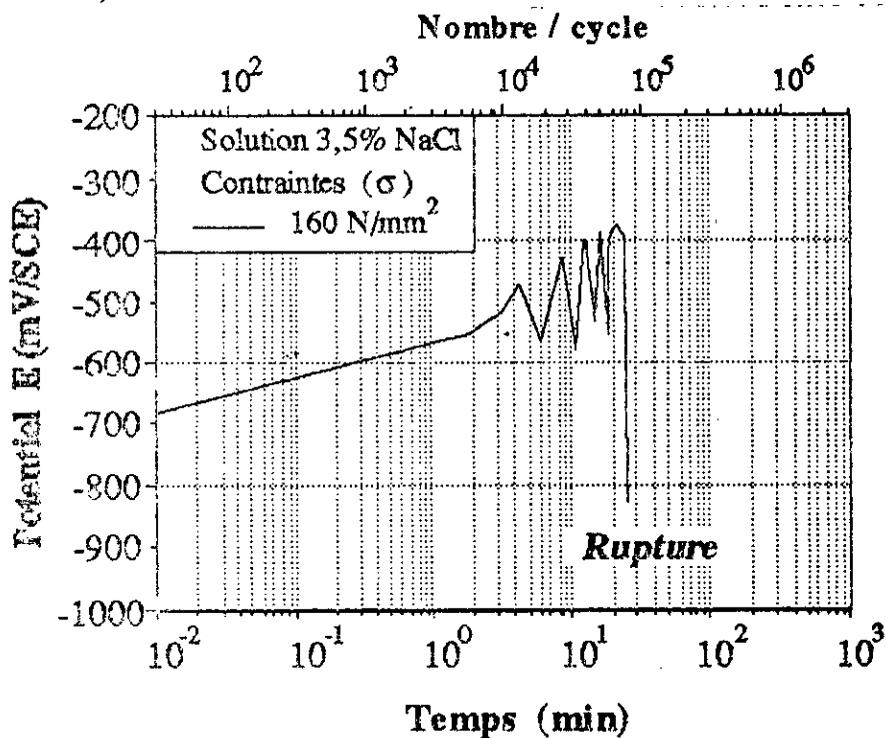


Fig: 26 Evolution du potentiel en circuit ouvert en fonction du temps



a)



b)

Fig:27 Evolution du potentiel en circuit ouvert en fonction du temps au cours de l'essai de fatigue.

Dans le cas de faibles contraintes, on observe des oscillations de potentiel apparemment dues à un phénomène de dépassivation et de repassivation. Ces oscillations qui seraient associées à la période de propagation d'une fissure principale (le stade II de propagation de fissure de fatigue), et nous avons estimé leurs durées selon les essais effectués à :

Tableau V: Variation de la période des oscillations en fonction des contraintes appliquées

Contrainte (N/mm ²)	N_r (cycle)	N_I (cycle)	N_{osc} (cycle)	N_{osc}/N_r
100	$5,0 \cdot 10^5$	$5,0 \cdot 10^4$	$4,5 \cdot 10^5$	0,90
160	$8,0 \cdot 10^4$	$1,4 \cdot 10^4$	$6,6 \cdot 10^4$	0,825
240	$1,59 \cdot 10^4$	$3,0 \cdot 10^3$	$1,3 \cdot 10^4$	0,81

$$N_{osc} = N_r - N_I$$

N_r : nombres de cycles à la rupture

N_I : nombres de cycles début des oscillations

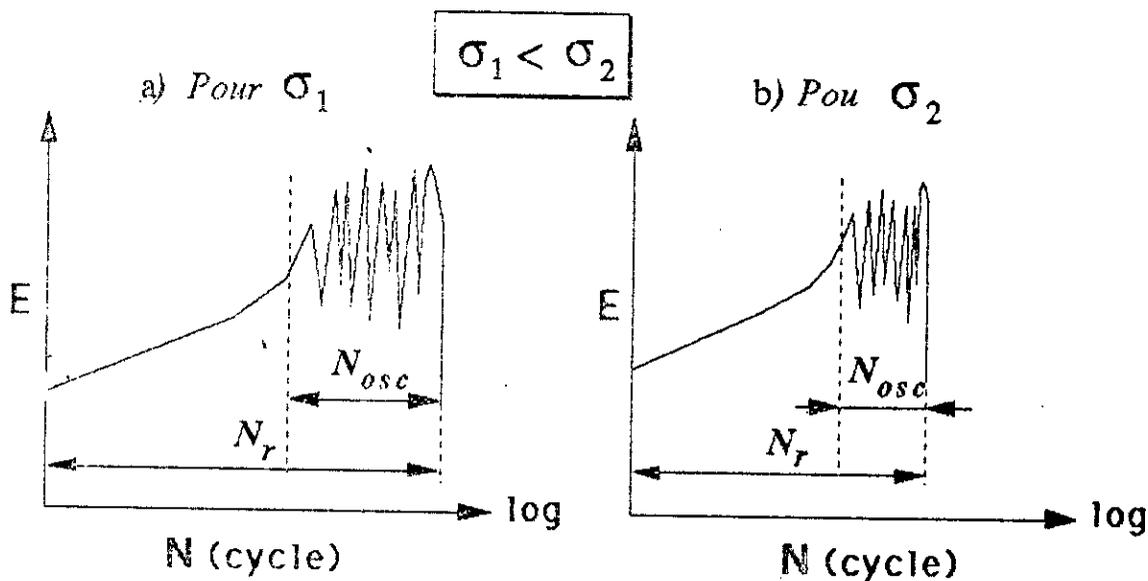
N_{osc} : nombres de cycles des oscillations

$$N_{osc} \approx N_r \cdot 8,5/10 \quad \Rightarrow \quad N_{osc}/N_r \approx 85\% \quad (80\% + 90\%)$$

D'après les courbes obtenues dans les figures 27a et 27b, on a constaté que cette durée des oscillations constituent environ 90% de la durée de vie du métal au cours des essais de fatigue-corrosion.

Cette période d'oscillations qui semble être liée à la propagation d'une fissure principale augmente avec la décroissance de la contrainte appliquée selon l'exemple donné ci-dessous:

$$\sigma_1 < \sigma_2 \Rightarrow N_{osc(1)} > N_{osc(2)}$$



2) Résultats des essais de fatigue-corrosion

Les valeurs des limites de fatigue conventionnelles (σ_D) à $2 \cdot 10^7$ cycle, déterminées par la méthode statistique de l'escalier, sont données au tableau VI. Dans ce tableau, on a également reporté les valeurs des rapports d'endurance (σ_{DA}/σ_m) et (σ_{DC}/σ_m) qui sont donnés pour chaque limite de fatigue σ_{DA} ou limite d'endurance en fatigue-corrosion σ_{DC} .

Les résultats obtenus au cours des essais à l'air conduisent à la valeur la plus élevée de la limite de fatigue, comparée à celle obtenue en fatigue-corrosion. Par contre, on remarque que l'effet d'un potentiel imposé au cours des essais sous corrosion conduit à une amélioration considérable de l'endurance en fatigue-corrosion.

L'analyse du tableau VIII, montre que l'endommagement de notre alliage peut être

estimé par une décroissance de la résistance à la fatigue sous corrosion comparée à la limite de fatigue à l'air σ_{DA} . Les courbes de Wöhler obtenues dans les différents cas sont reportés sur les figures 28 a/b.

Ces résultats ont été obtenus dans les conditions suivantes:

- * Vitesse de rotation de l'éprouvette est égale à 3000 tr/min équivalent à une fréquence de 50 Hz.
- * les essais de fatigue sous corrosion sont conduits
 - sous potentiel libre (en circuit ouvert)
 - sous potentiel cathodique imposé

Tableau VI : Résultats des essais de fatigue à l'air et en solution 3,5% NaCl (eau salée)

Alliage	Air		Milieu corrosif 3,5% NaCl			
			En potentiel libre E_0		En potentiel imposé $E = -1050$ mV	
	σ_{DA} (MPa)	σ_{DA}/R_m	σ_{DC} (MPa)	σ_{DC}/R_m	$\sigma_{DC'}$ (MPa)	$\sigma_{DC'}/R_m$
2024 T35L (AU4G1)	139	0,29	79	0,17	112	0,23

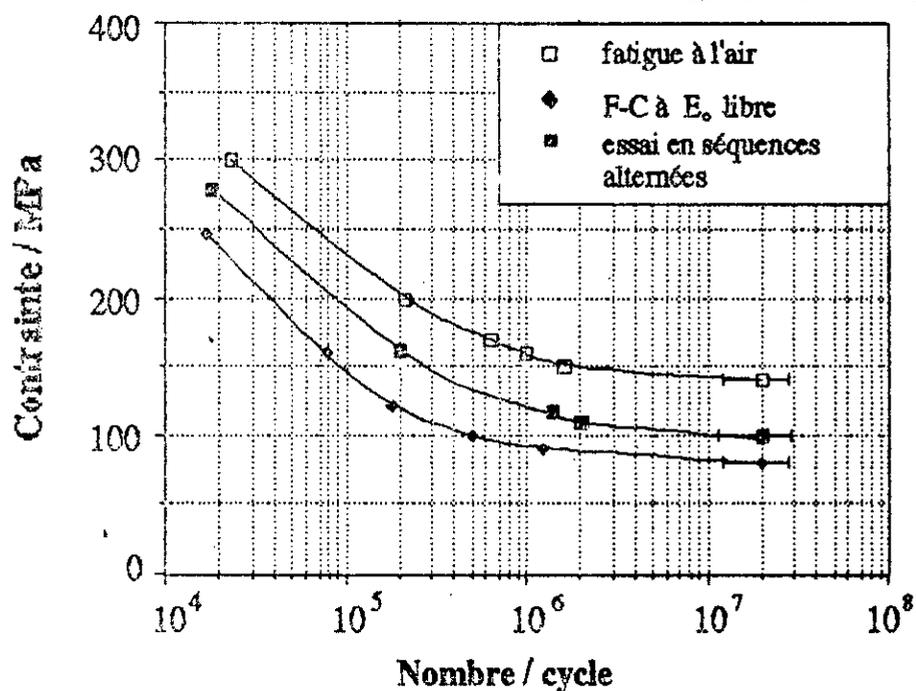
R_m : Résistance à la traction

σ_{DA} : Limite de fatigue à l'air

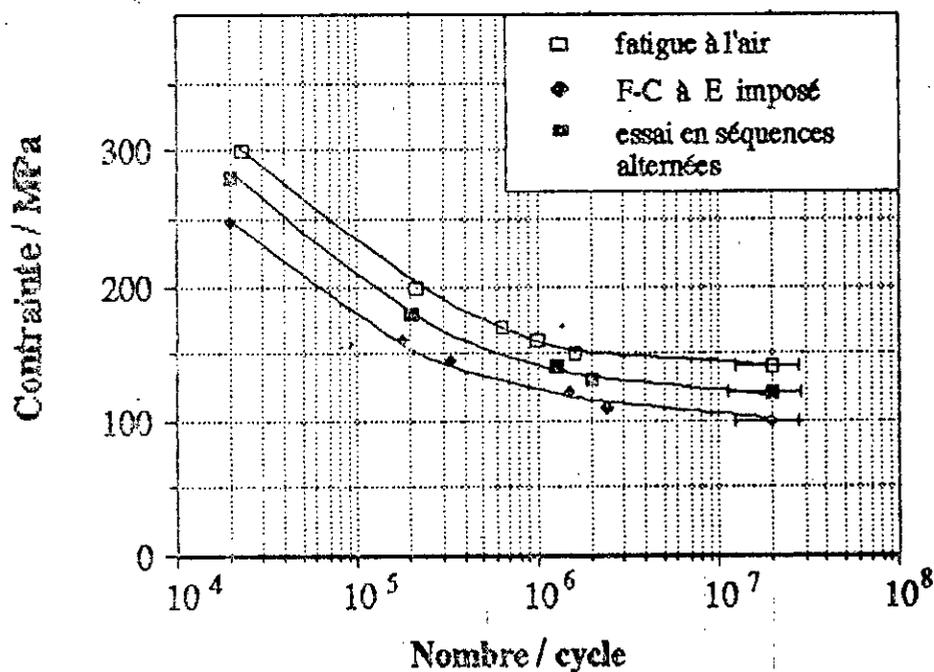
σ_{DC} : limite d'endurance en fatigue-corrosion en circuit ouvert

$\sigma_{DC'}$: limite d'endurance en fatigue-corrosion à potentiel cathodique imposé $E = -1050$ mV/SCE

σ_{DA}/R_m ; $\sigma_{DC'}/R_m$: Rapport d'endurance



a) Essai de fatigue-corrosion en circuit ouvert E_0



b) Essai de fatigue-corrosion à potentiel imposé

Fig:28 Résultats des essais de fatigue et fatigue-corrosion en flexion-rotative

- Essais en séquence

Comme nous l'avons indiqué ci dessus, on a effectué des essais en séquences multiples en vue d'étudier l'influence de l'exposition alternée de l'éprouvette à l'air et en solution sur la durée de vie. Pour cela la durée de l'exposition dans chaque milieu est de 18000 cycle, la première séquence de fatigue étant réalisée à l'air. Le tableau VII résume les résultats obtenus au cours de ces essais .

Tableau VII : Résultats des essais en séquences

Alliage	Milieux combinés air et 3,5% NaCl			
	En potentiel libre E ₀		En potentiel imposé E ₋₁₀₅₀	
	σ_{DAC} (MPa)	σ_{DAC}/R_m	σ_{DAC}' (MPa)	σ_{DAC}/R_m
2024 T351 (AU4G1)	97	0,20	132	0,28

σ_{DAC} : Limite d'endurance dans le cas des essais en séquences

σ_{DAC}/R_m : Rapport d'endurance

Tableau VIII : Evaluation des limites d'endurances obtenues σ_{DC}/DAC en milieu chloruré par rapport à la limite de fatigue à l'air σ_{DA}

Alliage	En immersion continue		séquences alternées	
	potentiel libre	potentiel imposé	potentiel libre	potentiel imposé
	$100 \frac{\sigma_{DA} - \sigma_{DC}}{\sigma_{DA}}$	$100 \frac{\sigma_{DA} - \sigma_{DC}'}{\sigma_{DA}}$	$100 \frac{\sigma_{DA} - \sigma_{DAC}}{\sigma_{DA}}$	$100 \frac{\sigma_{DA} - \sigma_{DAC}'}{\sigma_{DA}}$
2024 T351 (AU4G1)	43%	30%	19%	5%

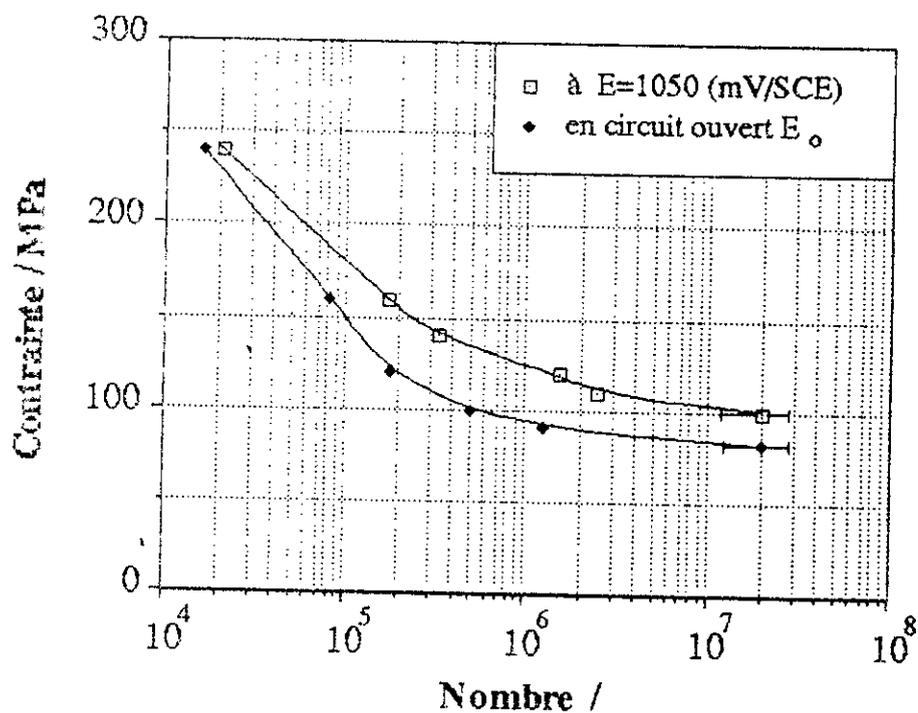


Fig: 29 Influence du potentiel imposé sur la limite d'endurance (Essai de fatigue-corrosion)

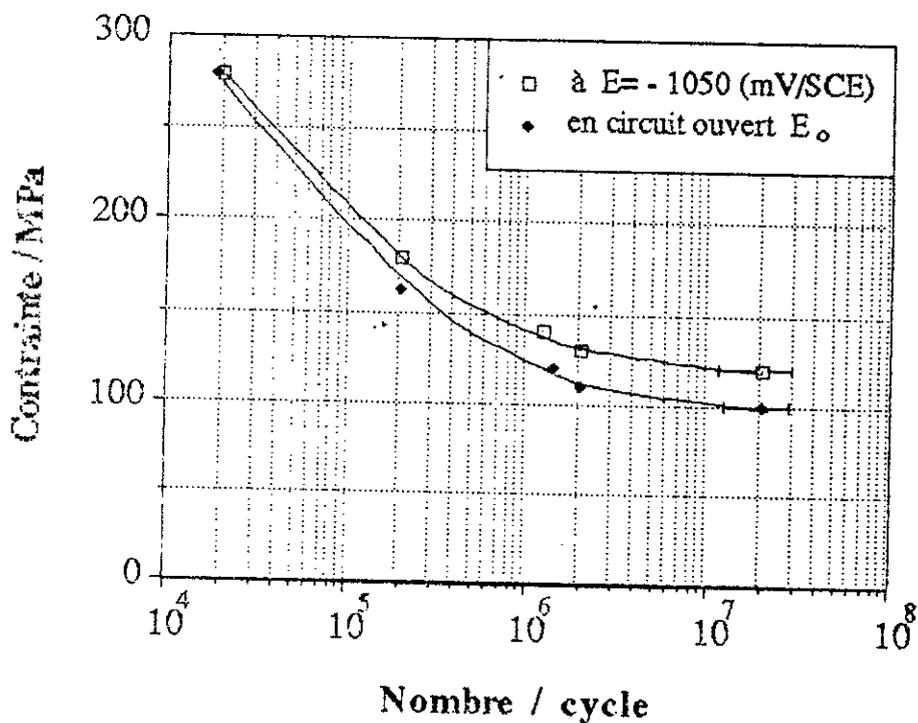


Fig:30 Influence du potentiel imposé sur la limite d'endurance (Essai en séquences alternée)

Remarque:

Le tracé de la courbe de Wöhler est assez facile à préciser dans le domaine des contraintes supérieures à la limite de fatigue où toutes les éprouvettes sont rompues pour un nombre de cycle relativement faible <zone de fatigue> par contre dans le domaine des contraintes voisines de la limite de fatigue, où on observe à la fois des ruptures et des non ruptures pour un grand nombre de cycles <zone d'endurance>, la détermination est plus délicate.

Cela a conduit les expérimentateurs [55] à introduire des notions de statistiques dans les essais et à employer différentes méthodes d'analyse qui tiennent compte de la distribution statistique des résultats [56], ces méthodes permettent de déterminer une limite conventionnelle de fatigue du matériau, correspondant à un nombre de cycles fixé à l'avance. (voir Annexes)

VI-5/ DISCUSSION DES RESULTATS

D'après l'ensemble des résultats expérimentaux présentés sur les courbes des figures 28,29,30 en coordonnées σ -logN (σ étant l'amplitude de la contrainte alternée et N le nombre de cycles avant rupture ou l'arrêt de l'essai), on voit aisément que la résistance à la fatigue sous endurance est fortement abaissée dans une solution chlorurée 3,5% NaCl, mais moins fortement que cette dernière si le métal (alliage) est exposé alternativement à l'air puis dans la solution corrosive au cours de l'essai de fatigue.

Le contact de la solution avec l'éprouvette provoque les conditions favorables à l'installation d'une corrosion électrochimique et à l'apparition des microfissures dans le voisinage de la rupture sur les éprouvettes rompues (voir les microfractographies figure 33a); cette solution chlorurée entraîne une corrosion par piqûres, d'autant plus importante que la durée de l'essai est plus grande (figure 33b), des fissures apparaissant ailleurs en surface ou en fond des piqûres figure 34 (voir page 82).

Sur les courbes de la figure 28, on observe un coude accentué aussi bien en présence d'un milieu corrosif qu'à l'air. L'effet de l'amplitude de la contrainte est donc très important en fatigue-corrosion. Le facteur temps, sous les faibles contraintes, se traduit par une décroissance lente mais progressive de la limite de fatigue.

On peut cependant dégager de ces résultats quelques tendances,

- ⊗ Dans le cas où l'essai de fatigue est conduit à l'air, le rapport d'endurance σ_{DA}/R_m est de 0,29 alors que ce rapport diminue lorsque cet essai est conduit sous corrosion dans 3,5% NaCl.
- ⊗ Dans le cas des essais de fatigue-corrosion, le fait d'imposer un potentiel cathodique permet d'améliorer la limite d'endurance de 79 N/mm² à 112 N/mm², correspondant à une augmentation relative de $\approx 42\%$ par rapport aux essais de fatigue à l'air avec une amélioration du rapport d'endurance de 0,17 à 0,23.

Il ressort finalement de ces essais que :

✦ aux faibles valeurs de la contrainte, correspondant à des grandes nombres de cycles avant rupture et corrélativement à des durées d'essai relativement importantes, la corrosion a le temps de se manifester d'autant mieux que l'environnement est agressif.

Essai en séquences

Dans cette partie, nous tenterons de séparer l'influence des différents facteurs tels que corrosion, fatigue, fatigue corrosion, en effectuant une série d'essais par des séquences consécutives de fatigue à l'air et de fatigue-corrosion. Ces essais s'effectuent en séquences multiples jusqu'à rupture, soit en potentiel cathodique imposé soit en potentiel libre.

Les figures 28 et 30 donnent, pour une durée de vie en fatigue de $2 \cdot 10^7$ alternances, les résultats obtenus dans chaque cas examiné. On voit sur la figure 28 que l'exposition alternée de l'éprouvette à l'air et en solution corrosive (3,5% NaCl) au cours de l'essai de fatigue pour une contrainte de 140 N/mm^2 , la durée de vie se trouve améliorée par rapport à l'essai de fatigue-corrosion de $8 \cdot 10^4$ à $1,25 \cdot 10^5$ cycles.

Donc on peut dire que le fait d'effectuer des essais en séquences alternées, diminue considérablement le nombre de sites d'initiations de fissures (piqûres profondes), et cela par suite de l'augmentation de la durée de vie par rapport aux essais de fatigue-corrosion.

Cette augmentation de la durée de vie peut s'expliquer par la différence du maintien dans les milieux considérés (air, solution), ce qui semble montrer que les dimensions des défauts créés par l'endommagement dans la solution 3,5% NaCl au cours des premières séquences sont de petites dimensions, et pour qu'ils se propagent, lorsque l'éprouvette est exposés à l'air, il faudrait appliquer à celles ci une contrainte plus élevée, est pour un même niveau de contrainte, l'accroissement des dimensions des défauts est moins faible dans l'air que dans la solution [53].

Le tableau VIII indique que la limite de fatigue à 2.10^7 cycles en solution est réduite d'environ 43% par rapport à la limite de fatigue à l'air en potentiel libre alors qu'en potentiel cathodique imposé cette réduction est de 30%. Par contre, dans le cas des essais en séquences alternées, la limite de fatigue se trouve réduite de 19% en potentiel libre alors qu'en potentiel cathodique imposé cette réduction devient très faible de l'ordre de 5% par rapport à la limite de fatigue obtenue à l'air.

VI-5-1/ Analyse par microscopie électronique à balayage des faciès fractographiques

Le phénomène de fatigue entraîne un endommagement du matériau résultant de la détérioration de ces propriétés. Ce dommage est relié étroitement aux modifications internes de la structure au cours du processus de fatigue; ces modifications sont caractérisées par l'évolution des micro- et macro-fissures jusqu'à la rupture finale. Au dernier stade du phénomène de fatigue, des fissures apparaissent, très vraisemblablement dans des zones de concentration de contraintes.

Ces microfissures prennent généralement naissance à la surface des éprouvettes d'essais. Le stade d'amorçage est donc très sensible à l'état de surface, donc à la qualité d'usinage et aux effets d'environnement.

Les stries d'usinage et les piqûres de corrosion constituent en effet des zones de concentration de contraintes. Au sein de ces stries (ou piqûres) prennent naissance des microfissures. Ces microfissures, une fois formées (stade d'amorçage), se développent (stade de propagation). En général l'une de ces microfissures croît d'une manière prépondérante et constituera l'amorce de la rupture de l'éprouvette, alors que les autres restent à un stade de développement limité.

Le but de cette étude par microscopie électronique est d'apporter quelques informations concernant les sites d'amorçage des fissures de fatigue et d'analyser les faciès microfractographiques dans les zones de propagation en fatigue des fissures créées.

a) Aspect macroscopique de la rupture

Des examens macrofractographiques ont été effectués au microscope électronique à balayage sur les éprouvettes rompues en AU4G1.

L'observation de la figure 31 révèle l'aspect typique d'une rupture en fatigue, ce faciès de rupture présente deux régions à aspect différents, nous observons une région ductile et une région de rupture fragile, la rupture en fatigue dans l'eau salé révèle en plus de ces deux régions la présence nette d'amorces multiples sur la périphérie (fig: 32). En général, si la propagation d'une fissures à conduit à la rupture de l'éprouvette, cette fissure n'est pas unique et l'examen des éprouvettes après rupture révèle la présence de plusieurs microfissures secondaires, détectables sur la surface de l'éprouvettes.

Nous remarquons que l'aspect de la cassure en fatigue-corrosion varie sensiblement avec la période des essais (nombre de cycle, contrainte σ). Pour les essais conduits sous une contrainte de 160 daN/mm², on a observé sur les éprouvettes quelques piqûres de corrosion, et lorsque les essais étaient conduits sous une contrainte de 80 daN/mm², les piqûres de corrosion couvrent presque toute la surface utile de l'éprouvette (figure 33a/b) par rapport aux premiers essais, et on se trouve en présence d'un nombre beaucoup plus grand de microfissures issues de ces piqûres.

La fatigue sous corrosion dans 3,5% NaCl a développé des microfissures à fond de piqûres à partir de la surface de l'éprouvette, visibles par micrographie (voir la figures 34a/b). La présence de ces microfissures réduit donc considérablement la résistance à la fatigue de l'alliage; il est cependant intéressant de remarquer que, sous une contrainte de 140 N/mm², une éprouvette subit $2 \cdot 10^7$ cycles à l'air avant rupture (durée de vie), alors que dans une solution 3,5% NaCl, une même contrainte provoque une rupture après 10^5 cycles. En présence de milieux plus agressifs, la détérioration de l'endurance à l'air est encore plus marquée. [57,58]

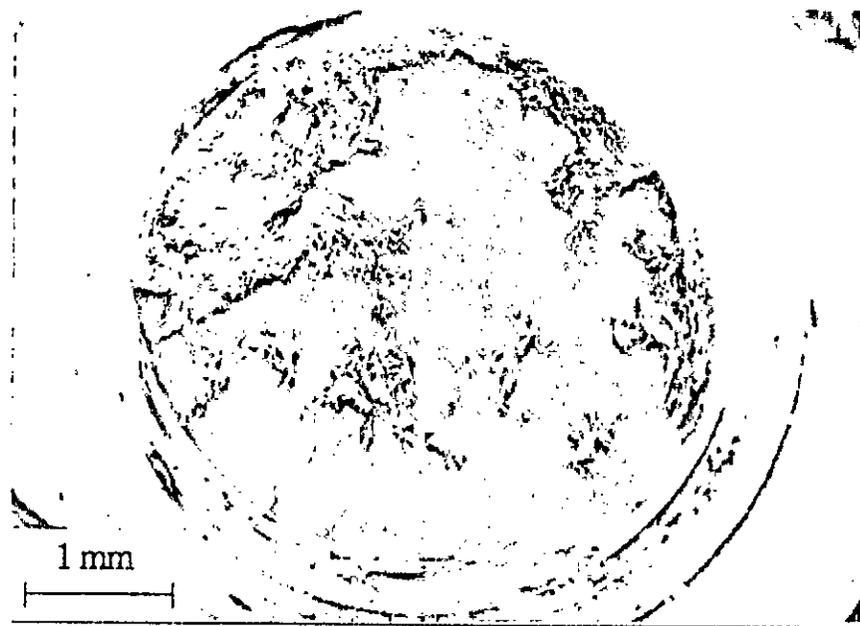
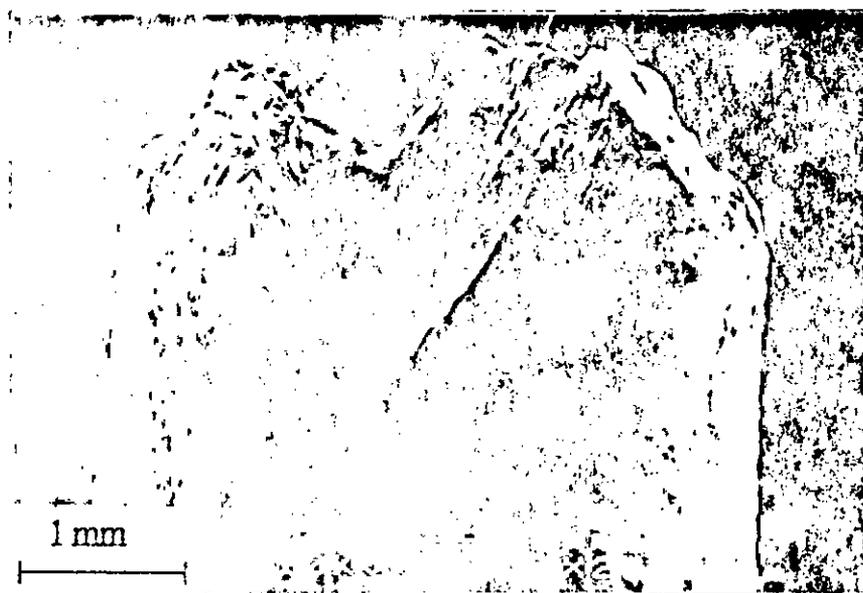


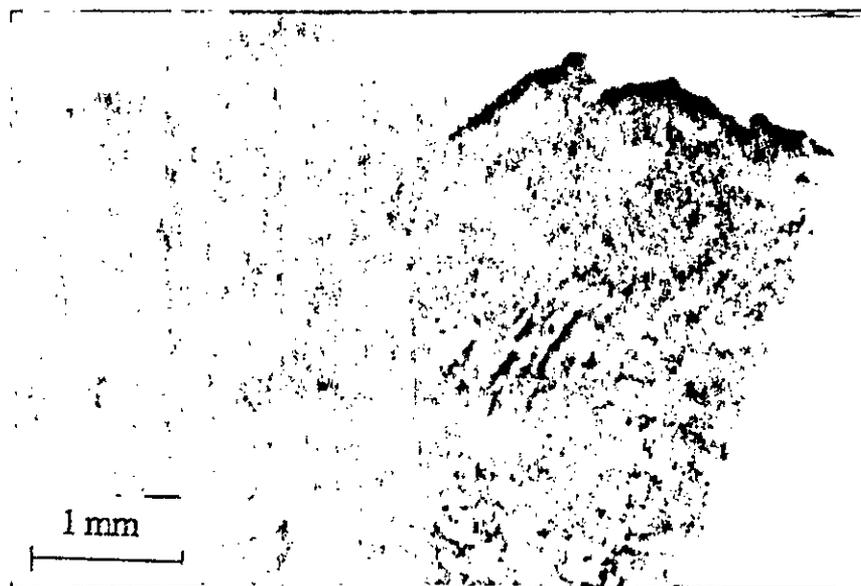
Fig.31. Faciès macroscopique de rupture par fatigue à l'aire sous une contrainte de $\sigma = 150 \text{ daN/mm}^2$, présence de région ductile et de région de rupture brutale. ($N = 1,6 \cdot 10^6 \text{ cycles}$)



Fig.32. Aspect macroscopique de rupture par fatigue dans la solution 3,5% NaCl sous (E_o) et $\sigma = 100 \text{ daN/mm}^2$, présence d'amorces multiples sur la périphérie. ($N = 5 \cdot 10^5 \text{ cycles}$)

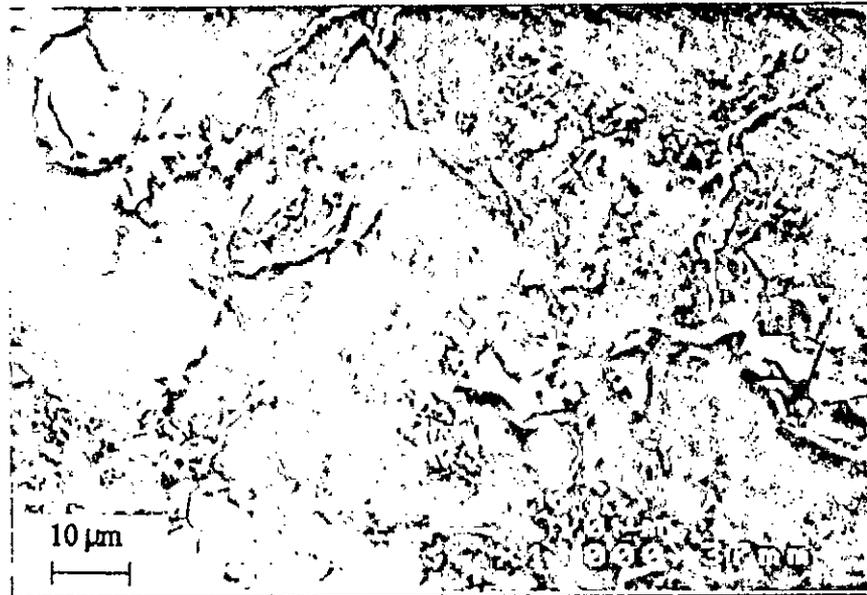


a). Essai de fatigue-corrosion en circuit ouvert (E_0)
sous $\sigma = 160 \text{ daN/mm}^2$ ($N = 8,5 \cdot 10^4$ cycles).

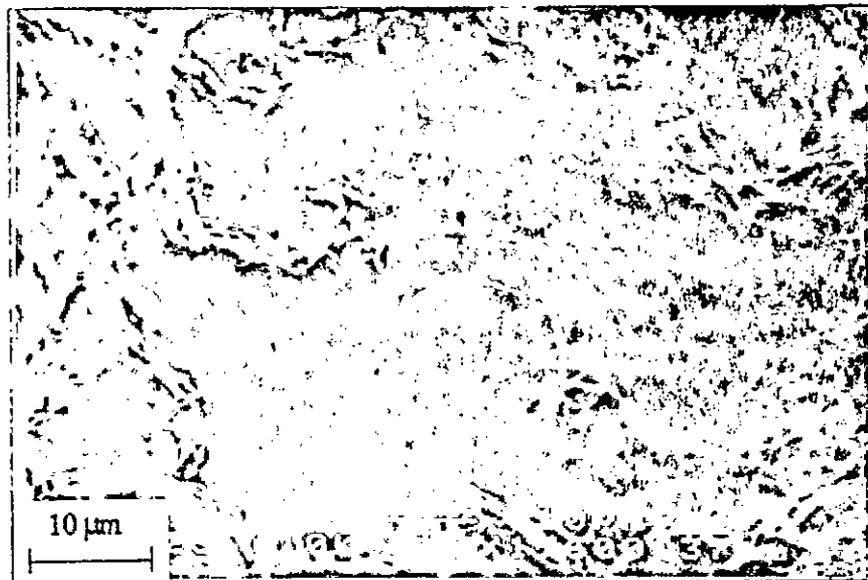


b). Essai de fatigue-corrosion en circuit ouvert (E_0)
sous $\sigma = 80 \text{ daN/mm}^2$ ($N = 2 \cdot 10^7$ cycles)

Fig:33 Aspect macroscopique d'éprouvettes rompues par fatigue dans la solution salée (présence de piqûres superficielles).



a) Apparition de piqûre de corrosion à la surface de l'éprouvette



b) Développement des microfissures à l'intérieur de la piqûre.

Fig.34 Effet de l'environnement sur l'amorçage de fissure au cours d'essai de fatigue-corrosion en circuit ouvert (E_o) sous $\sigma = 80 \text{ daN/mm}^2$ ($N=2 \cdot 10^7$ cycles)

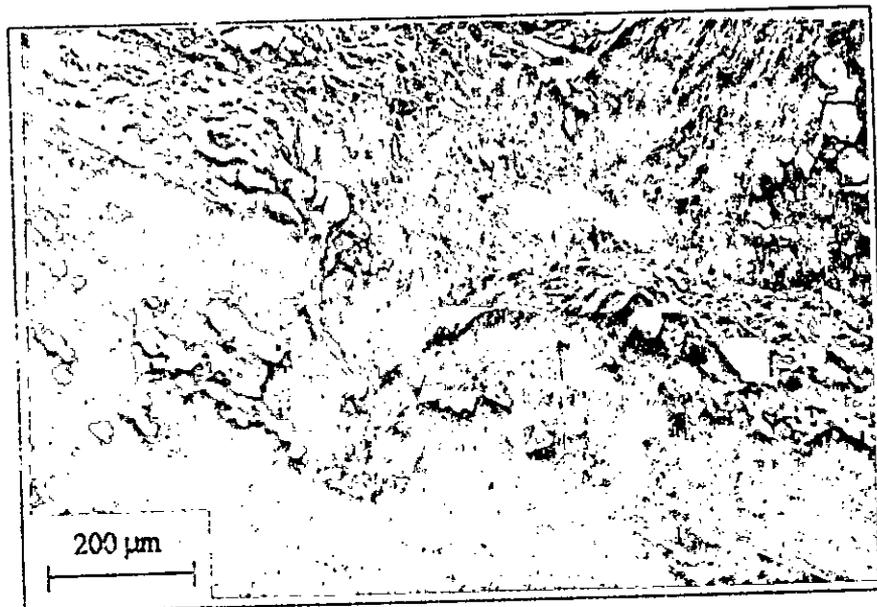
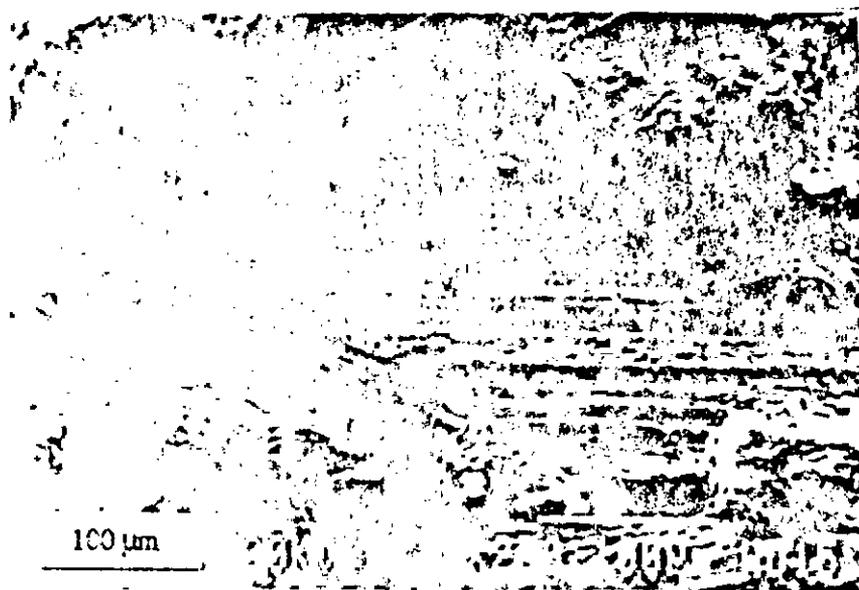


Fig:35 Aspect macroscopique de la rupture d'éprouvette par fatigue dans la solution salée (3,5% NaCl), essai *en circuit ouvert* (E_o) sous $\sigma = 90 \text{ daN/mm}^2$ ($N = 1,25 \cdot 10^6$ cycles). Influence des piqûres de corrosion sur les sites d'amorçage de fissures.



a) Essai sous potentiel imposé ($E = -1050\text{mV (SCE)}$), $\sigma = 130\text{ daN/mm}^2$
 ($N = 1,9 \cdot 10^6$ cycles)



b) Essai en circuit ouvert (E_{oc}), $\sigma = 130\text{ daN/mm}^2$ ($N = 1,9 \cdot 10^6$ cycles)

Fig:36. Aspect macroscopique de rupture par clivage en fatigue, essai en sécheresse. Les lignes convergentes des rivières vers le site de chargement assure (surface de l'éprouvette).

En séquences alternées, lorsque l'essai comporte un endommagement en fatigue corrosion sous une contrainte de 80 N/mm^2 , la surface de l'éprouvette est le siège de nombreuses piqûres de corrosion (figure 34a) et la résistance à la fatigue à $2 \cdot 10^7$ cycles est notablement réduite par rapport à la valeur atteinte à l'air (absence de corrosion). Mais on peut noter que l'interruption alternée de la fatigue sous corrosion a permis de retrouver dans le comportement à l'air une résistance à la fatigue de 40 N/mm^2 plus élevée par rapport au comportement en milieu corrosif. Ceci semble montrer que les dimensions des défauts créés par l'endommagement dans l'eau salée (3,5% NaCl) au cours des essais en séquences alternées sont de petite dimension par rapport à ceux conduits totalement en solution.

En d'autres termes, en présence de piqûres initiées par la fatigue-corrosion, la fissuration se propage jusqu'à la rupture lorsque l'essai est poursuivi en fatigue-corrosion même sous des contraintes cycliques assez faibles, alors qu'en fatigue à l'air, les fissures ne progressent qu'à partir d'une contrainte nettement plus élevée. L'observation visuelle des faciès de rupture obtenus au cours des tests de fatigue-corrosion révèle clairement la présence de corrosion par piqûres produite sur la surface de fracture. La figure 35 illustre ce point. Cette micrographie, prise au microscope électronique à balayage est relative à une éprouvette qui a été soumise à un essai de fatigue-corrosion (solution de 3,5% NaCl) sous une contrainte de 90 N/mm^2 . L'éprouvette étant inclinée dans le microscope vis à vis du faisceau d'électrons, on peut observer sur cette figure simultanément une partie de la surface de rupture de l'éprouvette. (partie supérieur du cliché) et la zone d'amorçage, localisée au fond d'une piqûres de corrosion.

L'effet du milieu agressif sur ces surfaces de rupture est visible aussi bien à l'oeil nu ou à faible grossissement qu'à l'échelle microscopique (voir figure 33,34 et 35). On a constaté que la fissure de fatigue s'amorce généralement à la surface du matériau, en un ou plusieurs foyers à l'échelle microscopique. Les figures 36a et 36b illustrent les zones d'amorçage et de début de propagation de la fissure de fatigue ayant conduit à la rupture des éprouvettes. Les reliefs microfractographiques sont assez accusés. La décohésion se propage selon des surfaces différemment inclinées limitées par des lignes appelées rivières. Ces figures montrent bien les points de convergence des rivières qui indiquent les sites d'amorçage de la

fissure. Ces lignes de rivières macroscopiques sont parallèles à la direction de propagation et donc perpendiculaires au front de la fissure. Généralement ces rivières sont observées lorsque la fissure se propage de façon instable .

b) Aspect microscopique de la rupture

L'observation au microscope électronique à balayage (M.E.B) a démontré l'aspect typique d'une rupture par fatigue en milieu chloruré (3,5% NaCl) pour cet alliage [59]. Nous constatons dans le cas de faibles chargements pour les essais effectués à l'air ou en solution (3,5% NaCl), les faciès de ruptures présentent des fissures intergranulaires facilement observables sur les figures 37 et 38. Les faciès de rupture obtenus en fatigue-corrosion ayant démontré une fissuration appréciable, présentaient une allure très similaire comparée aux faciès de rupture obtenus à l'air . La figure 37a est une illustration, à grossissement moyen, d'une fissure intergranulaire sous la forme d'arêtes de poisson. Le relief microfractographique est assez accusé, cette rupture intergranulaire qui se produit le long d'un joint de grain est souvent due à un affaiblissement de la résistance de ce dernier. La figure 37b prise à plus fort grossissement illustre avec précision la décohésion intergranulaire.

Par ailleurs, dans le cas des essais de fatigue dans l'eau salée (3,5% NaCl) conduits sous des faibles chargement (σ faible), nous avons observé des zones sur les faciès de rupture beaucoup plus couvertes de produits de corrosion (voir figure 38), ce dépôt de produit de corrosion camoufle souvent l'aspect microfractographique.

La figure 40 a montre dans une région de rupture ductile caractérisée par la présence de cupules, et la présence de certains traits ressemblant à des stries. Le relief microfractographique est assez accusé. La décohésion se propage selon des surfaces différemment inclinées et présentant alternativement des plages à "stries" et des zone d'arrachement. La micrographie de la figure 40b correspond à un fort grossissement d'une région de la figure 40a , cette figure illustre des stries de fatigue qui sont perpendiculaires à la direction microscopique de propagation, leur espacement est presque régulier et de l'ordre de 0,8 μm .



a). faciès en arêtes de poisson, essai conduit sous (E_0)
et $\sigma = 80 \text{ daN/mm}^2$ ($N=2.10^7$ cycles).



b). Essai conduit sous ($E = -1050 \text{ mV/SCE}$) et $\sigma = 100 \text{ daN/mm}^2$
($N=2.10^7$ cycles).

Fig:37. Aspect microscopique de la rupture par fatigue-corrosion.
La fissuration intergranulaire observée sur la rupture.

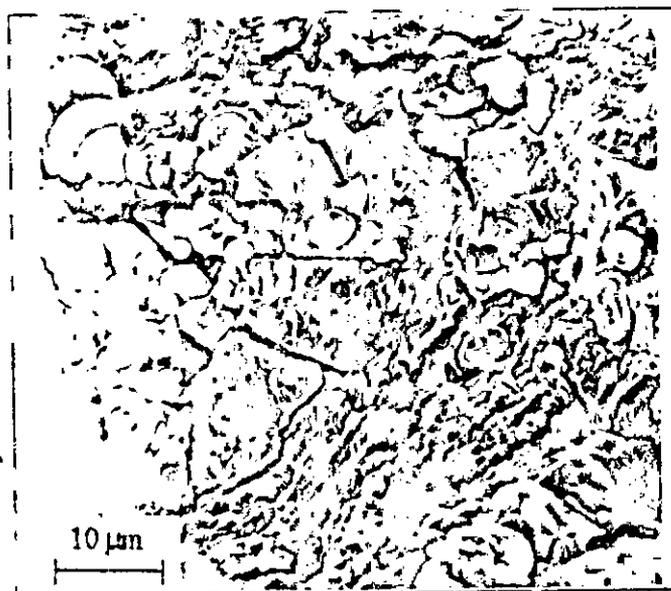


Fig:38 facie de rupture par fatigue, essai en séquences alternées conduit sous (E_0) et $\sigma = 100 \text{ daN/mm}^2$ ($N=2.10^7$ cycles). fissuration intergranulaire observée avec présence de produit de corrosion.

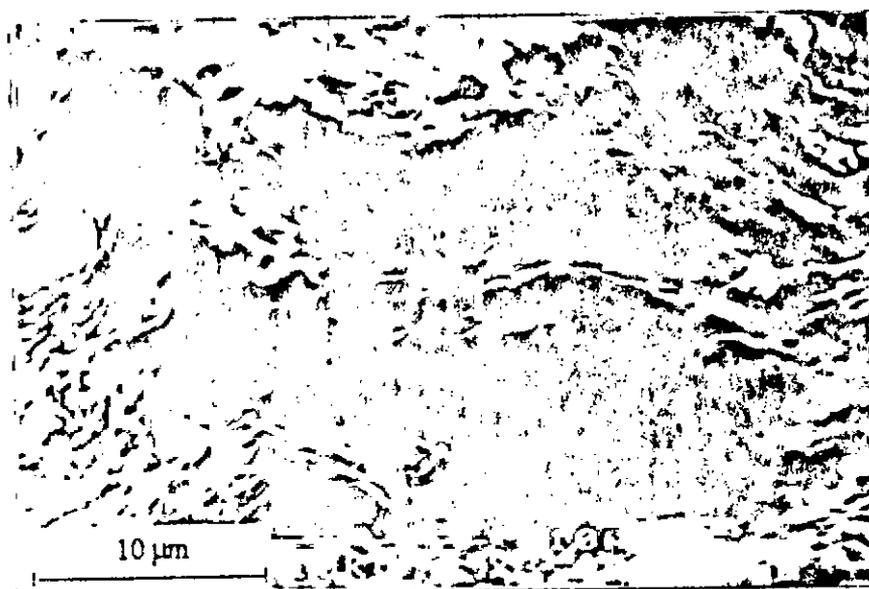


Fig:39 Aspect microscopique de la rupture par fatigue dans la solution salée (3,5% NaCl) sous (E_0) et $\sigma = 90 \text{ daN/mm}^2$ ($N=125.10^6$ cycles). Présence de produit de corrosion camouflant une fissuration intergranulaire.



a) Présences de stries dans une région de cupules



b) Observation à plus fort grossissement des stries (a).

Fig:40 Aspect microscopique de la rupture par fatigue à l'air sous $\sigma = 140 \text{ da.n.m}^2$ ($N=2.10^7$ cycles). Stries ductiles observées sur la surface de rupture.



a). Présences de stries grossières ductiles ($\sigma = 100 \text{ daN/mm}^2$)
($N = 5.1 \cdot 10^5 \text{ cycles}$)



b). Stries fines dans une région de cupules ($\sigma = 80 \text{ daN/mm}^2$)
($N = 2 \cdot 10^7 \text{ cycles}$)

Fig: 41 Aspect microscopique de la rupture par fatigue dans la solution salée (3.5% NaCl) sous (E_0). Stries ductiles observées sur les surfaces de ruptures.

La figure (41a) prise à fort grossissement illustre, dans le cas des essais de fatigue dans l'eau salée (3,5% NaCl), des stries de fatigue observées dans la zone de propagation de fissure. Ces stries correspondent aux positions successives du front de fissures lors de sa propagation à chaque cycle imposé. L'interstrie, ou distance entre stries successives, fournit la valeur de la vitesse de propagation du front de fissure. Il s'agit d'une valeur microscopique significative de l'endroit considéré, qui ne correspond pas obligatoirement à la vitesse que l'on apprécie ou mesure macroscopiquement. Dans les zones de propagation élevée (c'est à dire correspondant à des états de contraintes importantes à fond de fissures) on peut également observer au microscope électronique à balayage la naissance de déchirures parallèles aux stries, se développant à fond de stries lors du stade d'ouverture de la fissure (fig: 41a). De telles déchirures se forment également lors des essais de fatigue à l'air (fig: 40a).

On note enfin la présence de stries de fatigue d'espacement presque constant, dans le sens de la propagation. Dans la dernière partie de la fissure (zone de rupture finale) les plages à stries sont mêlées à des zones d'arrachement ductile (fig: 41b)

c) Aspect microfractographiques de la zone de rupture finale

Enfin les micrographies des figures 42 et 43 ont été prises dans la zone de rupture finale. La figure 37 est prise à faible grossissement. Elle donne un aspect général des faciès de rupture observés. La figure 43 correspond à un cliché pris à plus fort grossissement, sur une plage de la partie droite de la figure 42. Elle révèle un aspect à caractère prédominant de type ductile, c'est-à-dire exhibant un faciès à cupules. Cependant les cupules sont peu profondes.

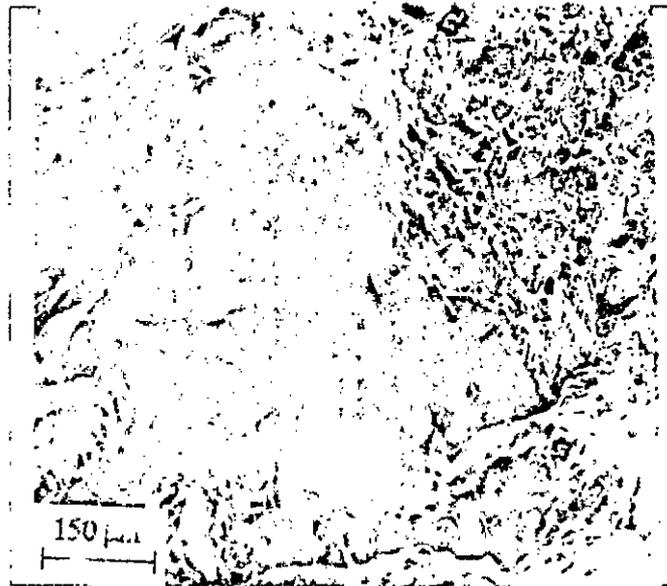


Fig:42 Faciès de rupture par fatigue à l'air dans la zone de rupture finale, $\sigma = 160 \text{ daN/mm}^2$ ($N = 10^6$ cycles), propagation d'une fissure secondaire.



Fig:43 faciès de rupture par fatigue à l'air sous $\sigma = 160 \text{ daN/mm}^2$ ($N = 10^6$ cycles) Région de rupture ductile, présence de cupules.

VI-5-2/ Conclusion

Les examens au microscope électronique à balayage des surfaces de rupture ont permis de localiser les zones d'amorçage des fissures de fatigue et de dégager les conclusions suivantes:

1^{er} L'état de surface des éprouvettes joue un rôle déterminant sur le stade d'amorçage de fissures de fatigue et par suite sur la durée de vie en fatigue.

Dans le cas d'un état de surface piqué (attaque localisée due à une solution corrosive), les fissures s'amorcent préférentiellement au fond de piqûres, qui jouent le rôle de zone de concentration de contrainte.

2^{er} Le faciès microfractographique prédominant dans les zones de propagation en fatigue est celui de stries, correspondant aux positions successives du front de fissure lors de sa progression.

3^{er} Dans la zone correspondant à des états de contraintes à fond de fissures importants, des déchirures s'amorcent également au fond des stries de fatigue lors du stade d'ouverture de la fissure.

4^{er} Dans les régions proches de la zone de rupture finale, les plages à stries sont mêlées à des zones d'arrachement ductile.

En résumé, la corrosion a pour effet :

- 1) de réduire la période d'initiation des microfissures par modification physico-chimique de la solution.
- 2) de favoriser la formation de piqûres lorsqu'elle est conjuguée à un endommagement cyclique.

De plus, la fatigue sous corrosion facilite le développement des fissures à partir des piqûres sous des amplitudes de contraintes qui ne conduiraient pas à la formation, ni à l'accroissement des criques, en absence de milieu corrosif.

Le travail succinct que nous venons de présenter souligne donc par un exemple les dangers possibles causés par la corrosion des structures soumises à la fatigue.

CONCLUSION

L'ensemble des résultats obtenus permet de dégager les principales conclusions suivantes :

- ✦ L'application d'un potentiel cathodique aux échantillons de fatigue a également été étudié; il y a toujours une augmentation marquée de la durée de vie lorsqu'on applique des potentiels plus cathodiques que le potentiel libre de corrosion.
- ✦ l'influence des contraintes appliquées a été mis en évidence à travers les essais de mesures des potentiels (E_o) et les essais conduits sous des potentiels imposés (E).
- ✦ la capacité du métal à la dissolution et à la passivation semblent largement être les facteurs responsables du comportement du métal en milieu corrosif.
- ✦ les examens microfractographiques révèlent un amorçage de fissures se produisant à partir de piqûres. On a constaté aussi que l'application d'une polarisation cathodique se traduit par une augmentation de la résistance à l'amorçage en fatigue-corrosion.
- ✦ les essais en séquences alternées ont montré que le fait d'exposer alternativement le métal à l'air et en milieu corrosif réduit le nombre de sites d'amorçages de fissures de fatigue comparés aux essais en fatigue-corrosion, conduisant à améliorer la résistance à la fatigue (augmentation de la durée de vie du matériau).
- ✦ les faciès de rupture obtenus par fatigue à l'air et en solution salée (3,5% NaCl) présentent des aspect similaires, Nous observons des marques ressemblant à des stries sur des ruptures intergranulaires dans les

deux milieux. Nous interprétons ceci comme étant une bonne indication qu'un seul mécanisme qui contribue à un avancement discontinu de la fissure dans ces milieux.

- ★ dans la solution 3,5% NaCl, cet alliage subit une accélération de la vitesse de propagation, cette observation est en accord avec l'effet synergique de l'environnement et de la composante mécanique de la fatigue.

L'étude que nous avons donnée de l'endommagement par fatigue sous corrosion montre l'importance du phénomène électrochimique dans le mécanisme de fatigue-corrosion, l'effet nocif de ses processus lorsqu'ils sont conjugués. Il est donc intéressant de mieux connaître les mécanismes d'endommagement afin d'améliorer la résistance des structures soumises à la fatigue sous corrosion, soit par le choix d'alliages plus résistants ou encore par l'étude de traitements thermiques plus appropriés. Il existe par ailleurs des traitements de protection qui, par eux-mêmes, ont des effets favorables sur la résistance à la fatigue.

Il semble donc du plus haut intérêt pour des recherches futures de proposer des méthodes adaptées permettant de détecter l'amorçage des fissures par des une méthode électrochimique (le cas des essais potentiostatiques), et aussi de corréler et de quantifier les effets mécaniques et électrochimiques; ces méthodes qu'il faut encore développer représentent une contribution importante aussi bien pour l'accès aux mécanismes (de dissolution notamment) que pour la prévision de la tenue des matériaux testés en fatigue-corrosion.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] A. BRAND, J.F. FLAVENOT, G. GREGOIRE, C. TOURNIER and al:
"Données technologiques sur la fatigue", Rapport d'études, centre technique des industries mécaniques, 1989 2^{ème} édition.
- [2] J.M. DORLOT, J-P BAILON, J. MASOUNAVE :
"Des matériaux" éditions de l'école polytechnique de Montréal, (1986).
- [3] J. MASOUNAVE, J-P BAILON et J-I. DICKSON :
"Les lois de fissuration de fatigue". La fatigue des matériaux et des structures.
1980 Ed. Maloine p. 201-228 .
- [4] A.W. BOWEN : "Corrosion-fatigue of Aluminium alloys and Titanium and steels".
AGARD Report n° 659, "Corrosion-fatigue of aircraft materials". p.137 (1977).
- [5] R.J.H. WANHILL : "Environmental effects on fatigue of Aluminium and Titanium alloys".
AGARD Report n° 659, "Corrosion-fatigue of aircraft materials".
p.1-25 (1977).
- [6] CAZAUD, POMEY - RABBE :
"La fatigue des métaux" Ed, Masson, Paris p.444-497 (1969).
- [7] A. ROYER : "Connaissance actuelles sur la fatigue corrosion des métaux",
8^{ème} colloque de métallurgie spécial, p. 95-110 , C.E.A , 1965.
- [8] C. LEMAITRE : "Influence de l'environnement mécanique sur les propriétés de tenue
à la corrosion des alliages métalliques", 3^{ème} partie "fatigue-corrosion".
Mém, Corr, Indust n° 725. p.37-45 , Janvier (1986).
- [9] C. BATHIAS : "Corrosion fatigue of Aluminium Alloys"
AGARD Report n° 659 : "Corrosion-fatigue of aircraft materials", p. 1-9 (1977).
- [10] R.M. PELLoux : "Fatigue-corrosion". La fatigue des matériaux et des structures.
Ed. Maloine p .271-289 (1980).
- [11] L.V. CORSETTI, D.J. DUQUETTE : "The effect of mean stress and environment on
corrosion fatigue behaviour of 7075 T6 Aluminium alloys".
Méta-trans n° 5, p.13-87 (1974).

- [13] G. AMZALLAG, P. RABBE, H.P. LIEURADE et M. FRUCHON :
 " Mechanism of corrosion fatigue of stainless ". Compte rendu de la conférence sur
 l'influence de l'environnement en fatigue. Londres 18-19 mai 1977
 Institut of Mechanical Engineers.
- [13] T. MAGNIN et A. DESESTRET :
 " Approche des mécanismes d'endommagement en fatigue-corrosion ".
 Mém. Sci. Rev. Mét (F), nov. 1983, p.641-650.
- [14] Henri-Paul. LIEURADE : " Essais de fatigue-corrosion ".
 Technique de l'ingénieur M 135, p.1-10 (1986).
- [15] L. FOUQUET : " Effet d'environnement ".
 La fatigue des métaux et des structures. 1980 Ed. Maloine, p.291-312.
- [16] K. ENDO et K. KOMAI : " Effect of stress wave form and cycle frequency on low cycle
 corrosion fatigue ".
 Corrosion-Fatigue NACE-2 (USA 1972, p.437-450).
- [17] M. de LEIRIS et C. BATHIAS : " La propagation des fissures de la fatigue;
 Connaissances actuelles et récentes applications ".
 Revue de métallurgie (Fr), 20, n°1 (1974), p 1-12 .
- [18] M. TRUCHON, P. RABBE : " Comportement en fatigue-corrosion de différents
 matériaux métalliques en milieu chloruré ".
 Mé.n, Sci, Rev, Mét (F), Mars (1983) p 117-131 .
- [19] R. DEVALAY : " Les alliages d'aluminium à haute résistance ".
Partie I, Matériaux et technique, Avril-Mai 1973, p.191-198.
- [20] A.R. HARDING : " Aluminium alloys for structural applications ".
 Proc. Conf: Aluminium Transformation, Technology and applications
 C.A Pumpilo, H. Bilani, D.E Embury .Argentina, Aug 21-25 (1978), Ohio 1980,
 p 211-239 .
- [21] R. DEVALAY : " Aluminium et ses alliages ".
 Technique de l'ingénieur M 442, 1977.
- [22] I. LAKHTINE : " Mé'allographie et traitements thermiques des métaux ".
 Ed MIR. Mouscou (1978).
- [23] R. DEVALAY : " Les alliages d'aluminium à haute résistance ".
 (Propriétés d'usage) Partie II, Matériaux et technique, Juin-Juillet 1973, p 231-242.

[24] L. HAUTEFUILLE, R. RAHOUADI, M. CLAVEL :

" Etude microstructurale de l'érouissage cyclique d'un alliage d'aluminium en fatigue multiaxial ". Mém, Rev, Sci, Met sept 1989, n°9, p 547-556 .

[25] J. BLAIN : " Etude de la propagation de fissures de corrosion sous tension dans l'aluminium 2024 ".

Thèse (M.Sc.A), Université de Montréal (E.P.M) -Avril-(1981)

[26] H. K. FICKE : " Metallic corrosion "

Principales of physical chemistry and current problems.
NACE, TEXAS, second , édition (1985).

[27] W.C. MOSHIER, G.D. DAVIS ET J.S. AHEARN : " The corrosion and passivity of aluminium exposed to dilute sodium sulfate solution ".

Corr, Sci, vol 27.n°8 (1987), p 785-801.

[28] M.C. REBOUL : " Méthodes de mesure de la corrosion généralisée de l'aluminium et ses alliages ".

Revue de l'aluminium, n°19, Juin (1973), p 399-412.

[29] J.M. DIFFRANOUX : " La résistance des aciers inoxydables à la corrosion localisée dans l'eau de mer ".

Corr, Trait, Prot, Fin. vol 18, n°6, octobre (1970).

[30] C. VARGEL : " Le comportement de l'aluminium et de ses alliages ".

(Comportement à la corrosion) . Dunod, Technique BORDAS, Paris (1979)
p 195-222.

[31] N. JAILLERAT et K. YU QUANG : " Connaissances actuelles des mécanismes de corrosion par piqûres ".

Métaux, Corrosion, industrie. n°09 (1985), p 253-264

[32] J. BENARD, A. MICHEL, J. PHILIBERT, J. TALBOT :

" Métallurgie générale ". 3^{em} Partie: Corrosion, 2^{em} éd, Masson Paris (1984),
p 349-431.

[33] H. KAESCHE : " Localised corrosion "

(STAELE, BROWN, KRUGER and AGRAWAL, eds). NACE, Williamsburg, VA
(1974) p 516-525.

[34] M. REBOUL : "Durabilité des alliages d'aluminium. Mécanisme de corrosion.

Essais et remèdes ".

Mém, Sci, Rev, Met. Février (1987), p 61-73.

- [35] H.H. STREWBLOW : " Breakdown of passivity and localised corrosion; Theoretical concepts and fundamental experimental results ".
Werkstoffe und Korrosion, 35,(1984), p 437-448.
- [36] M. JANIKCZACHOR , G.H WAGNER et A. DESESTRET :
" Essai d'appréciation de la résistance des alliages fer-chrome aux piqûres au moyen de la tension de rupture ".
Corr, Trait, Prot, Fini .Vol 19, n°5 (1971), p 249-255.
- [37] Z.AHMED et S. RASHIDI : " Pitting of modified alloys in arabian gulf wate and the effect of the température on the kinetics of pitting ".
Proc of the 1st Arabian conference on Corrosion. Kuwait, 1984.
- [38] N.JALLERAT et K. VU QUANG : " Influence des ions chlorures carbonate et bicarbonate sur la corrosion par piqûres d'alliages inoxydables ".
Métaux, Corrosion, Industrie. Vol 59, n° 704 (1982), p 121-125.
- [39] G.V AKIMOV : " Théorie et méthodes d'essai de la corrosion ".
éd .DJNOJ, Paris, 1957-VIII, p 608.
- [40] C.H BRUN, J. PAGETTI ET J. TALBOT : " Etude de la corrosion de certains métaux en solution aqueuse de chlorure de sodium à 3% en poids à température ambiante ".
Mém, Sci, Rev, Met. n° 10, octobre (1976), p659-668.
- [41] N.JALLERAT et K. VU QUANG : " Connaissances actuelles des mécanismes de corrosion piqûres ".
Métaux, Corrosion, Industrie, n° 09, Septembre (1985), p 253-264.
- [42] F. HUNKELER et H. Böhm : " New method for the determination of pit growth kinetics Results on aluminium. ".
Werkstoff und Korrosion, 32, p 129-135, (1981).
- [43] Th. NIKOL, H. KAFSCHE : " A study of corrosion fatigue of aircraft structural alloy Al-Cu-Mg ".
Eurocorr (1987). European Corrosion Meeting. Preprints [Proc, Conf], Karlsruhe, FRG(RFA), 610 Apr 1987, p505-510.
- [44] A. BENBACHIR, L. ARIES et H. TRICHE : " Evolution des courbes potentiodynamique d'un alliage Fe-Cr-Al en fonction de la contrainte de traction appliquée ".
Mém, Sci, Rev, Met. n° 10, octobre (1971), p 68-7693.
- [45] B. BAROUX : " La corrosion par piqûres des aciers inoxydables en milieu chloruré: Développements récents et approches stochastique".
Mém, Sci, Rev, Met n° 12, Décembre (1988), p 683-675.

- [46] H.W. PICKERING : "The significance of the local electrode potential within pits. Crevices and cracks".
Corr-Sci, vol 29, n° 2/3, (1989), p 325-341.
- [47] H. SPECKHARDT : "International corrosion conference series"
vol 2, NACE, (1972), p 557-568.
- [48] H. SPÄHN : "International conference series"
vol 2, NACE, (1972), p 40-51.
- [49] G. POMEY, HP LIEURADE : "Essai de fatigue"
Technique de l'ingénieur, M 130/131, (1982).
- [50] M. TRUCHON, P. RABBE : "Comportement en fatigue-corrosion de différents matériaux métalliques en milieu chloruré".
Mém, Sci., Rev. Met. Mars (1983), p 117-130.
- [51] M. SOUFFRANT : "Essai de corrosion sous tension d'alliage d'aluminium et alliages de titane (Ti)".
Corr, Trait, Prot, Fin. vol 9, n° 6, (1971), p 353-359.
- [52] R.T. FOLEY : "Localised corrosion of aluminium"
A review corrosion, 42, n° 5 (May 1986), p 277-288.
- [53] H.L. BHATT, E.H. PHELPS : "The effect of electrochemical polarization on the stress corrosion behaviour of steels high yield strength".
Proc, Int. Conf on metallic corrosion, (1966), Moscou (URSS), p 285-291.
- [54] C. AMZAILLAG, P. RABBE et A. DESESTRET : "Corrosion-fatigue behaviour of some special stainless steels".
ASTM STP 642, American society for testing and materials, (1978) p 117-132.
- [55] T. MAGNIN et P. RIEUX : "The relation between corrosion fatigue and stress corrosion cracking in Al-Zn-Mg".
Scripta-metallurgica, vol 21, (1987), p 907-911.
- [56] F. BASTENAIRE, G. POMEY, P. RABBE : "Etude statistique des durées de vie en fatigue".
Mém, Sci, Rev, Met. n° 10, (1971).
- [57] Mimoine. EL BOUDJAINI : "Influence de l'environnement sur le seuil de propagation en fatigue".
Thèse (M.Sc.A). Université de Montréal (E.P.M) -1985

[58] C. GEORGE C. TU and REN-YOW HWANG : " Study on corrosion fatigue of 2024 T3 aluminium alloy by electrochemical method".
Journal of the Chinese Institute of Engineers. Vol 13, n°2, p 167-176.

[59] J. COUPRY et R. DEVALAY : " Alliages d'aluminium "
Résistance à la fatigue d'éprouvettes présentant différentes protections de surface .
Influence de quelque milieux corrosifs.
Corr, Trait, Prot, Fini. Vol 19 , n°6, octobre (1971), p 344-352.

Annexe

AMMENE

Estimation des caractéristiques d'endurance de fatigue

La dispersion des résultats des essais de fatigue est accepté aujourd'hui, à la fois comme un fait d'expérience et comme un fait physique. Attribuée autrefois aux seules imperfections des conditions d'essais, on la considère maintenant comme un des aspects physique du phénomène, dont les origines sont liées :

- ✦ au matériau (inclusions, hétérogénéité de structure, etc.....)
- ✦ aux éprouvettes (différence d'état de surface, tolérance dimensionnelles, etc..)
- ✦ aux conditions d'essais (entrage d'éprouvette sur, réglage de charge, fréquence des cycle, échauffement de l'éprouvette, effet de l'environnement, etc...)

L'action simultanée de ces sortes de causes se traduit alors par une dispersion des résultats d'essais dont l'ordre de grandeur est rarement négligeable par rapport aux quantités à mesurer mais, au contraire, le plus souvent important et quelque fois considérable.

C'est pourquoi, la détermination expérimentale des caractéristiques de fatigue nécessite d'utiliser des méthodes statistiques qui permettent d'estimer, la résistance à la fatigue à N cycle

Méthode statistique de l'éscalier

Conduite des essais

- Ayant fixé le nombre maximal de cycle N , on définit un pas d'échelonnement des niveaux de contrainte qui soit de l'ordre de grandeur de l'écart type(s) supposé. On essaie successivement les éprouvettes de la façon suivante. Le premier essai est effectué à un niveau voisin de la limite de fatigue supposée. Si l'éprouvette romp. la second éprouvette sera essayée au niveau immédiatement inférieur; si elle ne se rompt pas, la second éprouvette est essayée au niveau immédiatement supérieur.

Ce processus est ensuite poursuivi jusqu'à épuisement de toutes les éprouvettes disponibles en appliquant la règle :

$$\sigma_{H1} = \sigma_i \pm d$$

avec d espacement des niveau de contrainte, $+d$ si l'éprouvette i est non rompue et $-d$ si l'éprouvette i est rompue.

Exploitation des résultats

On détermine le type d'évènement, rupture ou non rupture, qui s'est produite moins fréquemment. Cela permet d'éliminer une séquence de résultats, tous du même type, due à un choix du premier niveau d'essai trop éloigné de la valeur cherchée. Soit n_i le nombre d'évènements le moins fréquent à chaque niveau d'essai. On numérote les niveau d'essais en attribuant la valeur $i = 0$ au plus faible de ceux auxquels l'évènement a été observé au moins une fois, i désignant le niveau d'essai.

L'estimation de la médiane σ_D est donnée par :

$$\sigma_D = S_0 + d \left[\frac{A + \frac{1}{2}}{N} \right]$$

et l'estimation de l'écart type s est donné par :

$$s = 1,62 d \left[\frac{NB - A^2}{N^2} + 0,029 \right]$$

Avec S_0 le plus faible niveau utilisé avec l'évènement le moins fréquent d l'espacement des niveaux.

$$N = \sum n_i, \quad A = \sum i n_i, \quad B = \sum i^2 n_i$$

Exemple de détermination de la limite de fatigue par la méthode de l'escalier de l'alliage d'aluminium 2024 T351

1) Cas de fatigue à l'air

Essai en flexion rotative (3000 cycle/min) ; $R_m = 470 \text{ N/mm}^2$

Tableau:J Methode de l'escalier

Calcul avec 8 éprouvettes (3 non rompues; 5 rompues)				
contrainte	i	n _i	i.n _i	i ² .n _i
150	1	2	2	2
140	0	3	0	0
		N = 5	A = 2	B = 2

ou $S_o = 140 \text{ N/mm}^2$

$\sigma = 10 \text{ N/mm}^2$

$$\sigma_D = S_o + c \left(\frac{A}{N} - \frac{1}{2} \right)$$

La limite de fatigue selon la méthode de l'escalier après calcul est :

$$\sigma_{DA} = 130 \text{ N/mm}^2$$

2) Cas d'essai en séquences alternées (essai en circuit ouvert)

Les résultats des essais de fatigue

a) essai de fatigue à l'air

Tableau III: Résultats des essais de fatigue

Charge P(N)	σ (N/mm ²)	N (cycle)
15,0	300	2,3 E4
10,0	200	2,1 E5
8,5	170	6,3 E5
8,0	160	1,0 E6
7,5	150	1,6 E6
7,0	140	1,0 E7

b) essais de fatigue-corrosion en circuit ouvert (libre) E₀

Tableau IV: Résultats des essais de fatigue

Charge P(N)	σ (N/mm ²)	N (cycle)
12,0	240	1,59 E4
8,0	160	8,0 E4
6,0	120	1,75 E5
5,0	100	5,0 E5
4,5	90	1,25 E6
4,0	80	1,0 E7

c) essais en séquences alternés (fatigue à l'air / fatigue-corrosion) en circuit ouvert (libre) E_0

Tableau V: Résultats des essais de fatigue

Charge P (N)	σ (N/mm ²)	N (cycle)
14,0	280	1,82 E4
8,0	160	1,99 E5
6,0	120	1,41 E6
5,5	110	1,99 E6
5,0	100	1,0 E7

d) essais de fatigue-corrosion à potentiel imposé $E = -1040$ mV/SCE

Tableau VI: Résultats des essais de fatigue

Charge P (N)	σ (N/mm ²)	N (cycle)
12,0	240	2,05 E4
8,0	160	1,74 E5
7,0	140	3,23 E5
6,0	120	1,53 E6
5,5	110	2,50 E6
5,0	100	1,0 E7

*) essais en séquences alternés (fatigue à l'air / fatigue-corrosion) à potentiel imposé $E = -1040 \text{ mV/SCE}$

Tableau III: Resultats des essais de fatigue

Charge (N)	σ (V/mm^2)	N (cycle)
14,0	280	2,0 E4
9,0	180	1,99 E5
7,0	140	1,25 E6
6,5	130	1,99 E6
6,0	120	1,0 E7