

LISTE DES FIGURES

CHAPITRE I

Figure 1. Exemple de fissure sur une plaque trouée	4
Figure 2. Courbes contrainte-déformation	4
Figure 3. Différents modes de rupture	5
Figure 4. Définition des axes (x, y) et des coordonnées (r, θ) au voisinage de l'extrémité d'une fissure	5
Figure 5. Différents types de sollicitations	9
Figure 6. Différents modes de variation de contrainte appliquée en fonction du temps	10
Figure 7. Cycle de contrainte de fatigue	10
Figure 8. Les différentes formes de cycles de contrainte au cours d'essai de fatigue	11
Figure 9. Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de Cycle	12
Figure 10. Représentation schématique des différents régimes de propagation	13
Figure 11. Influence du rapport de charge sur la vitesse de fissuration	14
Figure 12. Evolution de ΔKs en fonction de R	15

CHAPITRE II

Figure 1. Traction uniaxiale	25
Figure 2. Courbe contrainte – déformation	25
Figure 3. Idéalisations classiques du comportement plastique	28
Figure 4. Phénomène d'écrouissage et d'adoucissement en traction simple	28
Figure 5. Effet Bauschinger	29
Figure 6. (a) Diagramme de Haigh (b) Goodmann	33
Figure 7. Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle	35
Figure 8. Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle	36
Figure 9. Evolution de la vitesse de fissuration sous l'influence d'une surcharge	36

CHAPITRE III

Figure 1. Géométrie de la plaque	38
Figure 2. Élément fini plane183	39
Figure 3. Maillage de 1/4 de la plaque	39
Figure 4. Courbe contraintes/déformations pour les alliages aluminiums structural	40
Figure 5. Séquence de chargement plastique	41
Figure 6. Création d'un tableau de préchargement	42
Figure 7. Introduction du nom du tableau de préchargement	42
Figure 8. Introduction de la taille du tableau de préchargement	42
Figure 9. Introduction des précharges	43
Figure 10. Réglages des paramètres de contrôle des solutions nonlineaires	43
Figure 11 Distribution de la contrainte σ_y pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.047$ alliage 2024 T351	45
Figure 12. Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.102$ alliage 2024 T351	45
Figure 13 Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.212$ alliage 2024 T351	46
Figure 14 Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.350$ alliage 2024 T351	46
Figure 15. Distribution de σ_y pour différent niveaux de préchargement alliage 2024 T351	47
Figure 16. Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e=1.19$ alliage d'aluminium 6061 T6	48
Figure 17. Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.23$ alliage d'aluminium 6061 T6	48
Figure 18. Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.39$ alliage d'aluminium 6061 T6	49
Figure 19. Effect du niveau de préchargement sur la distribution de la contrainte σ_{yy} (6061T6)	49
Figure 20 Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.034$ alliage d'aluminium 7075 T6	50
Figure 21. Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.077$ alliage d'aluminium 7075 T6	51
Figure 22. Effect du niveau de préchargement sur la distribution de σ_{yy} alliage 7075 T6	51

CHAPITRE IV

Figure 1. Interface du code AGROW	52
Figure 2. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue alliage d'aluminium 2024 T351 à $R = 0.25$ en présence des contraintes résiduelles ($\sigma_p/\sigma_y = 1.047$)	54
Figure 3. Comparaison de la durée de vie en fatigue en absence et en présence des contraintes résiduelles pour l'alliage d'aluminium 2024 T351 à $R = 0.25$	54
Figure 4. Effet du niveau de prédeformation plastique sur la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 2024 T351 à $R = 0.25$	56
Figure 5. Variation du facteur d'intensité de contraintes résiduelles K_r pour différents niveaux de prédeformation de l'alliage d'aluminium 2024 T351	57
Figure 6. Variation du rapport de charge effectif pour différents niveaux de prédeformation de l'alliage d'aluminium 2024 T351	57
Figure 7. Comparaison de la durée de vie en fatigue en absence et en présence des contraintes résiduelles pour l'alliage d'aluminium 6061 T6 à $R = 0.25$	58
Figure 8. Effet du niveau de prédeformation plastique sur la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 6061 T6 à $R = 0.25$	59
Figure 9. Variation du facteur d'intensité de contraintes résiduelles K_r pour différents niveaux de prédeformation de l'alliage d'aluminium 6061 T6	59
Figure 10. Comparaison de la durée de vie en fatigue en absence et en présence des contraintes résiduelles pour l'alliage d'aluminium 7075 T6 et effet du rapport de charge	60
Figure 11. Variation de la vitesse de fissuration en présence des contraintes résiduelles et effet du rapport de charge pour l'alliage d'aluminium 7075 T6	61
Figure 12. Evolution du rapport de charge effectif en fonction du rapport de charge appliqué pour l'alliage d'aluminium 7075 T6	62

LISTE DES TABLEAUX

CHAPITRE I

Tableau 1. Les différentes classes d'alliages d'aluminium	20
Tableau 2. Exemples d'alliages d'aluminium à durcissement structural	23

CHAPITRE III

Tableau 1. Caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium à durcissement structural	40
Tableau 2. Niveaux de préchargements	44

CHAPITRE IV

Tableau 1. Paramètre du modèle de propagation utilisée par le modèle NASGRO	53
---	----

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE	1
CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	
I. INTRODUCTION	3
II. APPROCHE DE LA MECANIQUE LINEAIRE DE LA RUPTURE	4
II.1. Rupture fragile et rupture ductile	4
II.2. Mode de rupture et distribution des contraintes	
a. Définition d'une fissure	5
b. Modes de ruptures	5
c. Distribution des contraintes à la pointe de la fissure en mode I	6
II.3 Endommagement par fatigue	8
a. Nature des contraintes appliquées	8
b. Types de cycle de contraintes	11
III. PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE	12
III.1. Stades de fissuration par fatigue	12
III.2 Paramètres d'influence sur le comportement en fatigue	14
a. Paramètres d'ordre mécanique et géométrique	14
b. Influence de l'environnement :	16
III.3. Modèles décrivant la propagation d'une fissure	17
a. Loi de Paris	17
b. Loi de Forman	17
c. Modèle NASGRO	18

IV. Alliages d'aluminium	19
a. Propriété de l'aluminium pur	19
b. Les différents alliages d'aluminium	20
IV.1 Alliages d'aluminium sans durcissement structural	21
IV.2 Alliages d'aluminium à durcissement structural	22
CHAPITRE II : COMPORTEMENT PLASTIQUE ET CONTRAINTES RESIDUELLES	
I. COMPORTEMENT PLASTIQUE	24
I.1. description du comportement plastique - plasticité	24
I.2. La traction uniaxiale	24
a. Essai expérimental	24
b. Analyse de la courbe de traction	26
I.3 Définitions complémentaires	28
a. Ecrouissage-adoucissement	28
b. Effet Bauschinger	29
c. Restauration	29
I.4. Principaux critères utilisés - plasticité multiaxiale	29
a. Forme générale d'un critère de plasticité isotrope	29
b. Critère de Tresca	30
c. Critère de Von Mises	30
II. CONTRAINTES RESIDUELLES	31
II.1. Définition contraintes résiduelles	31
II. 2. Type de contraintes résiduelles	31
II.3. Origines des contraintes résiduelles	32
II.4. Effets des contraintes résiduelles sur la fatigue	33

CHAPITRE III : GENERATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES

I. GENERATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES	38
I.1. Géométrie de l'éprouvette et maillage de l'éprouvette	38
I.2. Matériau d'étude	40
I.3. Séquences de chargements appliqués pour générer un champ de contraintes	41
II. CONTRAINTES RESIDUELLES ET NIVEAU DE PRECHARGEMENT	44
II.1. Distribution des contraintes pour l'alliage d'aluminium 2024 T351	44
II.2. Distribution des contraintes pour l'alliage d'aluminium 6061 T6	47
II.3. Distribution des contraintes pour l'alliage d'aluminium 7075 T6	50
CHAPITRE IV : RESULTATS ET DISCUSSION	
I. SIMULATION DE LA PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE	52
I.1. Présentation du code AFGROW	52
I.2. Géométrie et paramètres de chargement	53
II. RESULTATS ET DISCUSSION	53
II.1. Comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium 2024 T351	54
a- Effet de l'amplitude de chargement	54
b- Effet du niveau de préchargement sur la propagation des fissures	54
II.2. Comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium 6061 T6	58
a- Effet du niveau de préchargement sur la durée de vie en fatigue	58
b- Effet du niveau de préchargement sur la propagation des fissures	58
II.3. Comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium 7075 T6	60
a- Effet du niveau de préchargement sur la durée de vie en fatigue	60
b- Effet du niveau de préchargement sur la propagation des fissures	60
CONCLUSION & PERSPECTIVES	63
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	65

INTRODUCTION
GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

Les structures mécaniques en service sont soumises à des sollicitations cycliques de différentes natures (phénomène de fatigue). L'étude du comportement en fatigue dépend des conditions d'utilisation, du matériau, de la géométrie (présence d'entailles), de l'environnement, ...etc.

L'étude en fatigue sous chargement à amplitude constante représente la 1^{ère} étape de caractérisation du comportement du matériau. Ce type de chargement permet l'étude de l'influence d'un paramètre bien particulier : rapport de charge "R". En effet, il existe une multiplicité de paramètres influençant la durée de vie et la vitesse de fissuration. En plus du rapport de charge, on a l'environnement, la direction de propagation des fissures, état de surface, les contraintes internes ...etc.

Parmi les paramètres influençant le comportement en fatigue des matériaux et des structures, les contraintes résiduelles générées par différentes sources dont leur rôle est prépondérant. L'objectif du présent mémoire est l'étude des effets des contraintes résiduelles générées par préchargement mécaniques sur la durée de vie et la vitesse de fissuration.

Le premier chapitre est consacré à une étude bibliographique sur le phénomène de rupture et de fatigue des matériaux métalliques et une description des différents types d'alliages d'aluminium et plus précisément les alliages d'aluminium à durcissement structural. Un état d'art de l'effet du chargement sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium, caractérisé par le rapport de charge, a été présenté.

Le deuxième chapitre décrit le comportement plastique des matériaux sous chargement uni-axial et sa relation avec la génération des contraintes résiduelles. Les différentes origines des contraintes résiduelles ont été présentées. Les effets des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue quelques soient leurs natures ont été mise en évidence.

Le troisième chapitre présente les résultats des contraintes résiduelles dues aux préchargements en traction (chargement plastique - déchargement élastique) et obtenus

par simulation numérique "Code : ANSYS" pour trois types d'alliages d'aluminium à durcissement structuraux à savoir le 2024 T351, 6061 T6 et le 7075 T6.

Le dernier chapitre présente les résultats du comportement en fatigue (propagation des fissures de fatigue) en absence et en présence des contraintes résiduelles dues aux préchargements.

CHAPTE I

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I. INTRODUCTION

Toute pièce mécanique est soumise durant son fonctionnement normal à un certain nombre de sollicitations de causes variables mais qui se traduisent le plus souvent par des variations cycliques qui lui sont appliquées [1]. Or, il est malheureusement souvent constaté, est ce depuis fort longtemps, la ruine, parfois catastrophique, d'un certain nombre de structures alors que celles-ci ne sont soumise qu'à des sollicitations dynamiques jugées modestes par rapport aux capacités statique des matériaux définies communément par leur résistance a la rupture et leur limite d'élasticité.

Le responsable de ces ruines est très souvent le phénomène de fatigue des matériaux, au caractère particulièrement insidieux puisque se développant lentement dans le temps, sans modifications macroscopiquement des pièces et des structures dans des zones souvent inaccessibles mais particulièrement sujettes à cet endommagement de par leur conception.

La fatigue est un processus (succession de mécanismes) qui sous l'action de contraintes ou déformations variables dans le temps modifie les propriétés locales d'un matériau et peut entraîner la formation de fissures et éventuellement la rupture de la structure (Figure 1). La fatigue est notamment caractérisée par une étendue de variation de contrainte bien inférieure à la résistance à la traction du matériau. Les étapes principales de la fatigue sont l'amorçage de fissures (si des défauts ne sont pas déjà présents dans le matériau), la propagation de fissures et la rupture finale. Les paramètres souvent utilisés pour prédire le comportement en fatigue et ainsi le nombre de cycles à rupture d'une structure sont : l'amplitude de cette sollicitation (chargement ou déformation imposée), sa valeur moyenne, le fini de surface et le milieu dans lequel la structure sera utilisée.

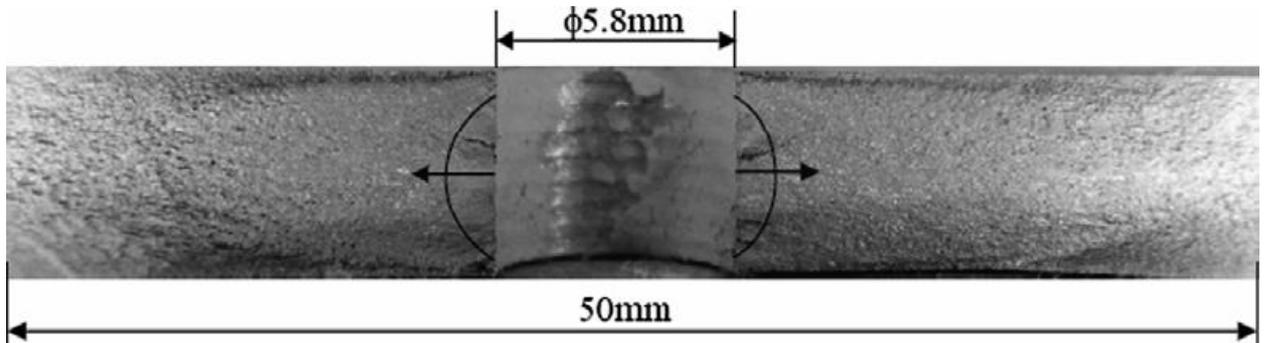


Figure 1. Exemple de fissure sur une plaque trouée [2]

II. APPROCHE DE LA MECANIQUE LINEAIRE DE LA RUPTURE

II.1. Rupture fragile et rupture ductile

La rupture désigne la séparation d'un corps en plusieurs parties sous l'action d'une contrainte de nature statique, c'est-à-dire qu'elle est constante ou qu'elle varie peu avec le temps. Il peut s'agir d'une contrainte de traction, de compression, de cisaillement ou de torsion. Les deux modes de rupture des matériaux à usage industriel sont la rupture ductile et la rupture fragile. Une telle classification repose sur la capacité d'un matériau à subir une déformation plastique. Le comportement lié au rapport entre la contrainte de traction et la déformation à ces deux types de rupture est illustré dans la figure 2.

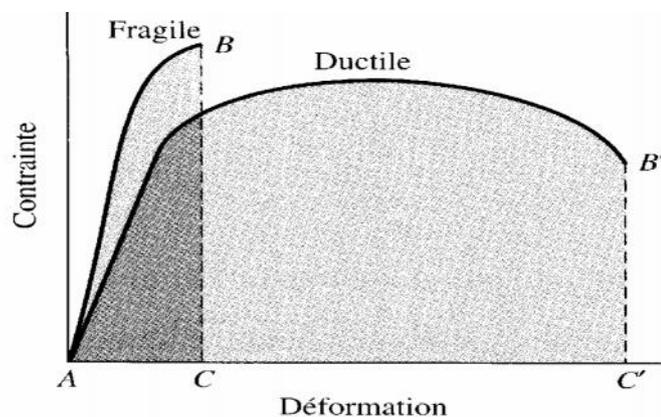


Figure 2 Courbes contrainte-déformation [3]

La rupture fragile est rapide, survient sans déformation notable et par une énergie d'absorption faible. La direction de cette propagation est presque perpendiculaire à la direction de la contrainte de traction appliquée et il en résulte une surface de rupture relativement unie. Les surfaces de rupture fragile d'un matériau possèdent des caractéristiques qui leur sont propres et sont exemptes de toute trace de déformation plastique.

La rupture ductile se caractérise par une vaste déformation plastique située à proximité d'une fissure qui se propage. Elle se déroule assez lentement, à mesure que s'allonge la fissure. Une telle fissure est dite stable, c'est-à-dire qu'elle résiste à tout allongement ne résultant pas d'un accroissement de la contrainte appliquée.

La rupture ductile est presque toujours un moindre mal, contrairement à la rupture fragile qui a un caractère soudain et brutal, et a des effets imprévus en raison de la propagation spontanée et rapide de la fissure. En revanche, la présence d'une déformation plastique signale l'imminence d'une rupture et rend donc possible l'application de mesures préventives.

II.2. Mode de rupture et distribution des contraintes au niveau de la pointe de la fissure

a. Définition d'une fissure

Une fissure est définie comme la surface séparant localement un solide en deux parties. Le champ de déplacement est alors discontinu à travers cette surface et les trois composantes vectorielles de cette discontinuité forment les trois modes de rupture.

b. Modes de ruptures:

La rupture d'un composant mécanique se produit par fissuration du matériau selon l'un ou une combinaison des trois modes élémentaires décrits par la figure 3. Le mode I est le plus dangereux sur l'extension d'une fissure.

- ◆ Mode I : mode d'ouverture de la fissure, où les déplacements aux lèvres de la fissure sont perpendiculaires à la direction de propagation

- ◇ Mode II : mode de cisaillement dans le plan, où les déplacements aux lèvres de la fissure sont parallèles à la direction de propagation
- ◇ Mode III : mode de cisaillement hors du plan, où les déplacements aux lèvres de la fissure sont parallèles au fond de la fissure.

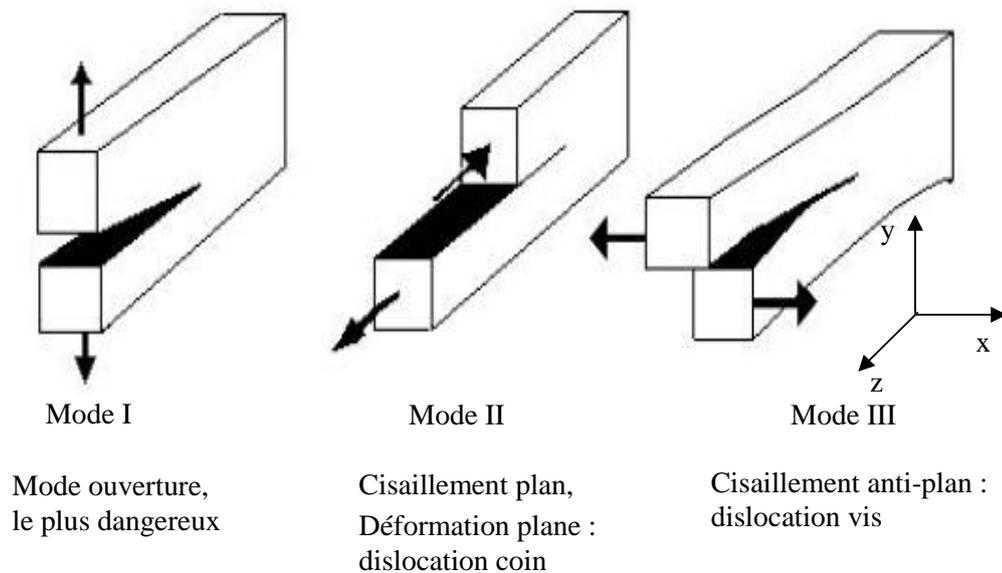


Figure 3. Différents modes de rupture

c. Distribution des contraintes à la pointe de la fissure en mode I

Le champ de contraintes au voisinage de la pointe de fissure en mode I (figure 4) est décrit par l'équation 1 [4]

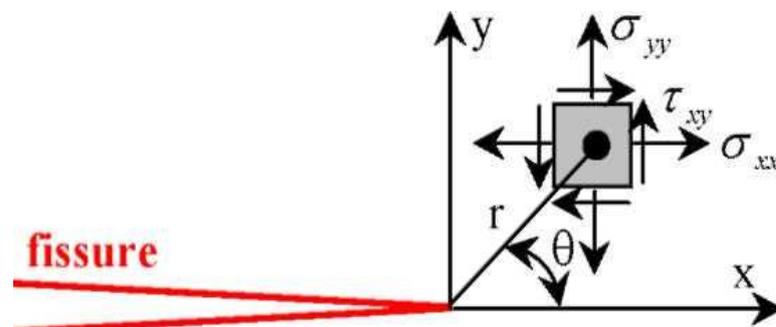


Figure 4. Définition des axes (x, y) et des coordonnées (r, θ) au voisinage de l'extrémité d'une fissure

$$\begin{aligned}
 \dagger_{xx} &= \frac{K_I}{\sqrt{2fr}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\
 \dagger_{yy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2fr}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\
 \dagger_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2fr}} \left(\cos \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2} \right)
 \end{aligned} \tag{1}$$

Où K_I représente le facteur d'intensité de contrainte introduit par Irwin [5] en 1957 caractérisant la cinématique des mouvements des fissures.

Plusieurs ouvrages tels que celui de Murakami [6] donnent l'expression de ces facteurs d'intensité de contrainte pour des géométries et des chargements variés. L'objet de la mécanique de la rupture est :

- ◆ l'étude des évolutions de cette surface, c'est-à-dire la propagation de la fissure en fonction des chargements appliqués et des caractéristiques du matériau constituant le solide.
- ◆ prévoir le comportement de la fissure dans le milieu fissuré s'apparente à prévoir sa propagation dans un critère de ruine.

Tout paramètre ou toute valeur issue de plusieurs paramètres caractérisant la propagation d'une fissure, comparée à sa valeur critique (mesurée expérimentalement), peut servir de critère de ruine à condition de déterminer la valeur critique du chargement qui déclenche la croissance de la fissure et la direction selon laquelle la fissure se propagera.

Le critère de ruine permet de connaître le comportement de la fissure à un instant donné. Cependant, certaines fissures se propagent à une certaine vitesse jusqu'à la ruine. Dans ce cas, la connaissance de la vitesse de propagation s'avère primordiale dont plusieurs paramètres peut influencés la rupture du matériau.

- ◇ Les facteurs mécaniques concernent l'état de déplacements, de déformations, de contraintes et les conditions d'environnement telles que la température.
- ◇ Les facteurs métallurgiques concernent les impuretés, les tailles de grains, les états de surface...

II.3 Endommagement par fatigue

La fatigue est une forme de défaillance qui se produit dans des structures (ponts, aéronefs, pièces de machines, etc.) subissant des contraintes dynamiques et variables. Elle est susceptible de se manifester même lorsque la contrainte est nettement inférieure à la résistance à la traction ou à la limite conventionnelle d'élasticité dans le cas d'une charge statique. Une telle défaillance porte le nom de fatigue parce qu'elle succède habituellement à une longue période de cycles de déformation et de contrainte. L'importance de la fatigue réside dans le fait qu'elle constitue la cause de quelque 90% de toutes les défaillances des structures [7].

a. Nature des contraintes appliquées

La contrainte appliquée peut être assimilée à une traction ou une compression, à une flexion ou à une torsion. En général, le rapport entre la contrainte variable et le temps écoulé se présente sous modes distincts (Figures 5 et 6):

- a) La contrainte varie de façon régulière et sinusoïdale en fonction du temps ;
- b) Les contraintes max et min sont asymétriques par rapport à une contrainte nulle ;
- c) Le cycle de contraintes variables.

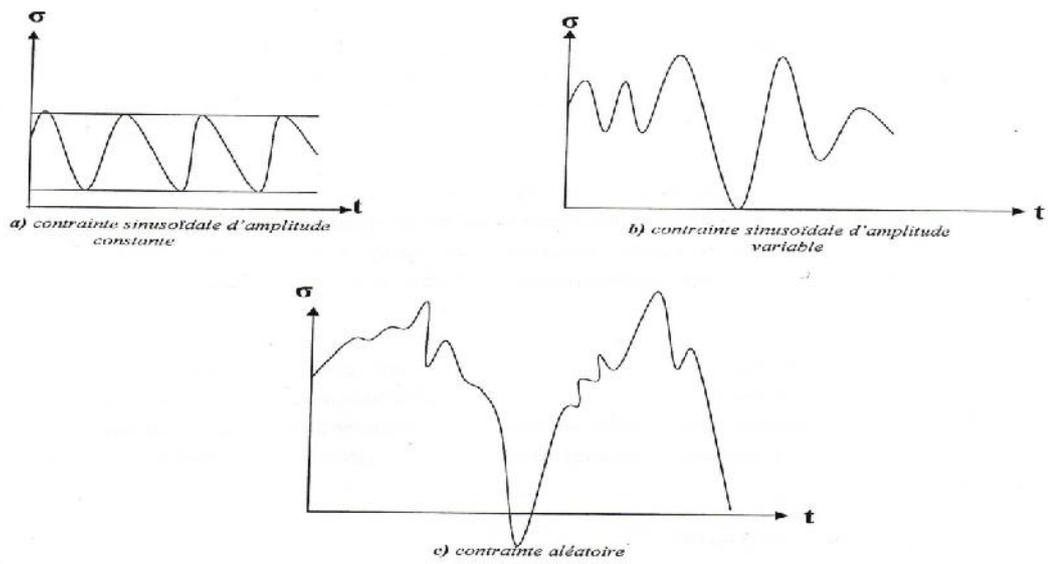
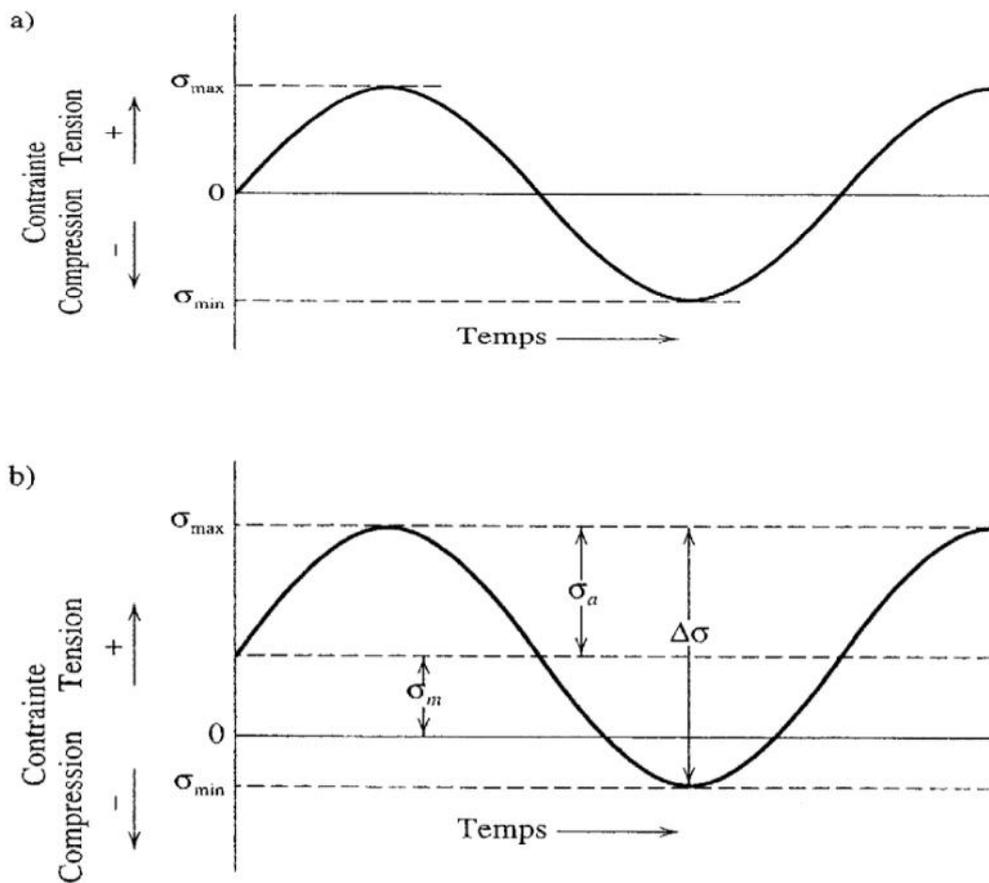


Figure 5. Différents types de sollicitations



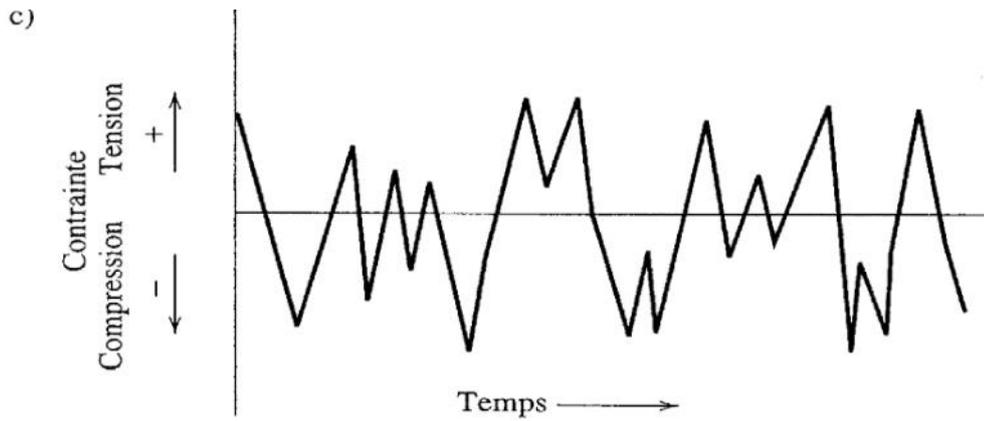


Figure 6. Différents modes de variation de contrainte appliquée en fonction du temps.

Le cycle d'une contrainte est défini par la contrainte maximale σ_{Max} , la contrainte minimale σ_{min} , la contrainte moyenne σ_m et l'amplitude de la contrainte σ_a (figure 7).

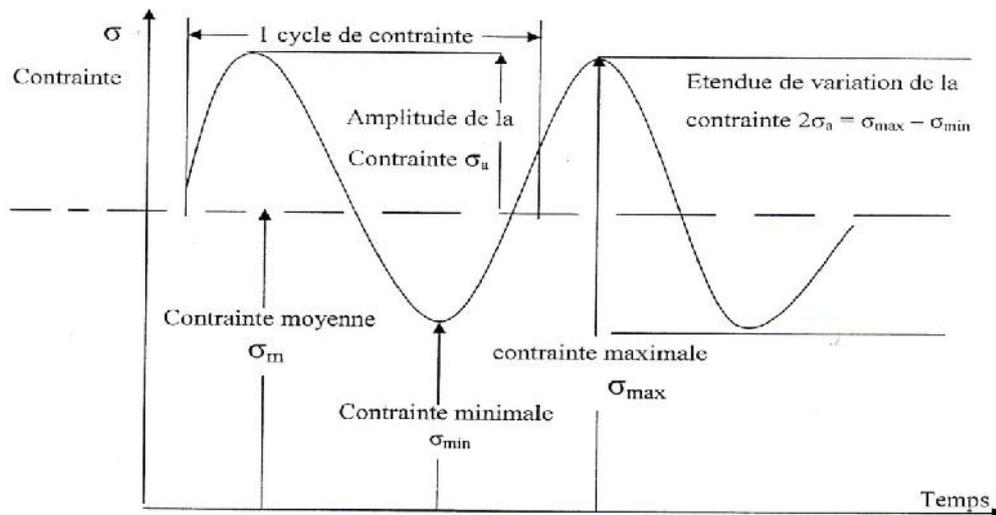


Figure 7. Cycle de contrainte de fatigue

La contrainte moyenne (σ_m) est définie par :

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

L'amplitude de contrainte (σ_a) est définie par :

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (3)$$

Un autre paramètre important qui sera décrit par la suite est le rapport de charge "R" caractérisant le chargement est défini par la relation (figure 8) :

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (4)$$

b. Types de cycle de contraintes

La figure 8 montre les différents types de cycle de contraintes appliquées.

- ◇ Contrainte purement alternée : contrainte qui varie entre des valeurs égales dans le sens positif et négatif. Pour ce cycle de contrainte $\sigma_m=0$.
- ◇ Contrainte alternée : contrainte qui évolue entre une valeur maximale positive et une valeur minimale négative dont les valeurs absolues sont différentes. Pour ce cycle de contrainte : $0 < \sigma_m < \sigma_a$
- ◇ Contrainte ondulée : contrainte qui varie entre la valeur 0 et une valeur maximale positive ou entre 0 et une valeur maximale négative. Pour ce cycle de contrainte : $\sigma_m = \sigma_a$.
- ◇ Contrainte qui varie entre les valeurs maximale et minimale qui sont de même signe. Pour ce type de cycle : $\sigma_m > \sigma_a$.

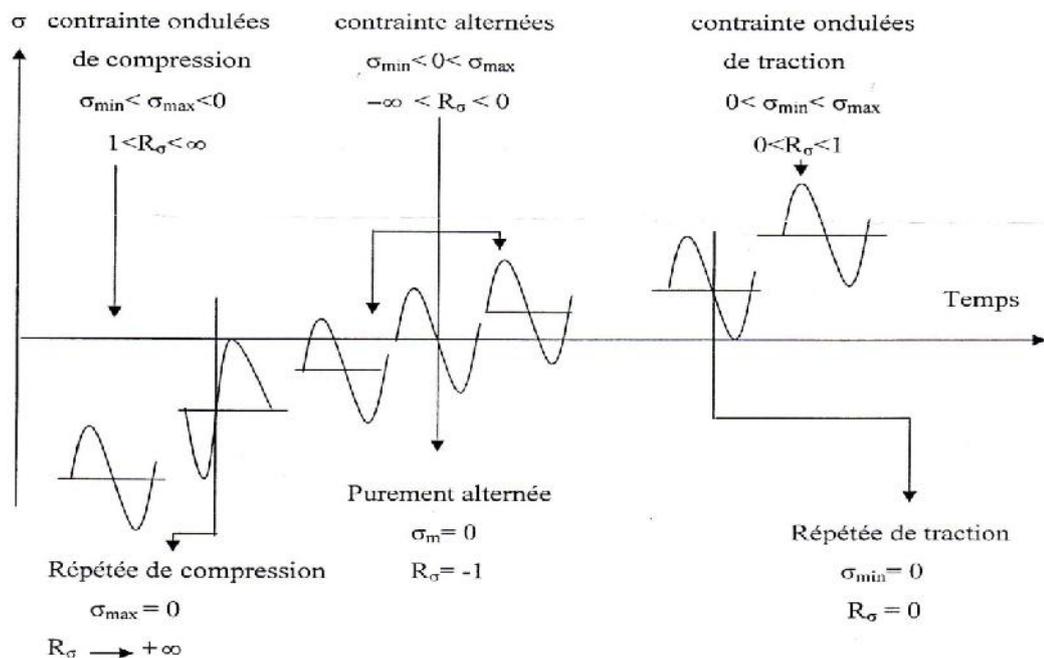


Figure 8. Les différentes formes de cycles de contrainte au cours d'essai de fatigue

III. PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE

III.1. Stades de fissuration par fatigue

La rupture par fatigue est le phénomène de propagation d'une fissure sous chargement variable passant par les 2 stades (amorçage, propagation stable). La compréhension de ce phénomène réside dans l'étude de la vitesse de propagation fissure par fatigue, dans ce cadre la mécanique de la rupture à fortement contribuer à l'étude de nombreuses lois liant la vitesse de fissuration en fatigue à des paramètres caractéristiques déterminée analytiquement. D'une façon générale nous pouvons expliciter une loi semi-théorique « loi de propagation de fissure »

Si nous considère une structure contenant une fissure de longueur (a), et on suit le comportement de cette fissure (la longueur en fonction du nombre de cycles appliqués N) pendant un essai de fissuration, sous un chargement cyclique à amplitude constant, on constate que cette croissance continue jusqu'à la rupture (figure 9).

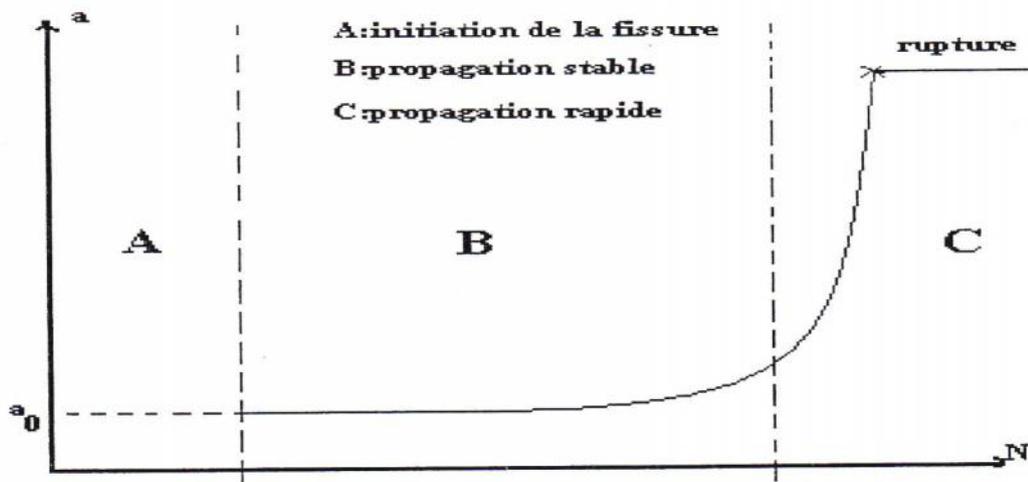


Figure 9. Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de Cycle

En générale l'expérience nous montre que l'amorçage des fissures résulte de la concentration de déformation plastique qui se produit dans un domaine de dimension finie. Une fois que les fissures se sont amorcées ; elles peuvent se propager sous l'action de sollicitations. Les trois domaines de fissuration sont schématisés par la figure 10.

Domaine I :

C'est le domaine des faibles vitesses de fissuration, ou un seuil de non fissuration ΔK_s , dont l'existence est marqué selon les matériaux c'est un seuil en dessous duquel une fissure préexistante ne se propage plus.

Domaine II :

Dans ce domaine on obtient une relation linéaire entre (da/dN) et ΔK pour plusieurs métaux. De nombreuses relations empiriques permettant de relier la vitesse de propagation au facteur d'intensité de contrainte ont été établie, telle que la loi de Paris. La loi de propagation dite de Paris [8] s'écrit sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \tag{5}$$

Domaine III :

Ce domaine caractérise par une accélération de la vitesse de propagation de fissure en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte qui se termine par la rupture brutale lorsque le niveau de sollicitation approche la condition de la rupture, caractérisé par $K_{max} = K_{IC}$, (K_{IC} est le facteur d'intensité de contrainte critique à la rupture) [9].

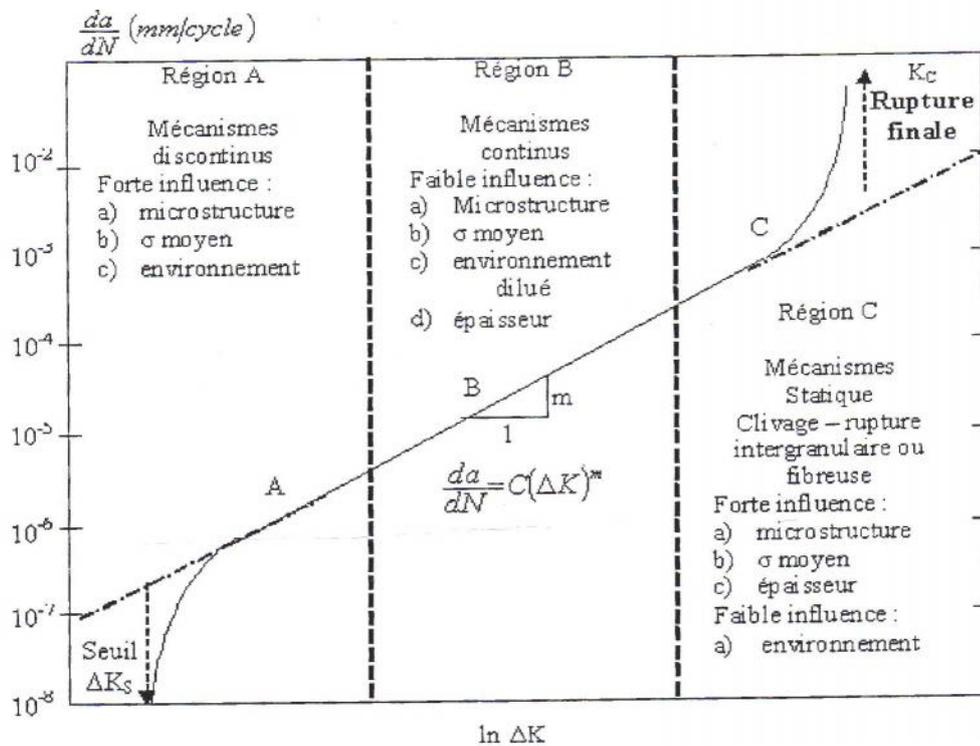


Figure 10. Représentation schématique des différents régimes de propagation

III.2 Paramètres d'influence sur le comportement en fatigue

a. Paramètres d'ordre mécanique et géométrique

- Influence du rapport de charge :

Le rapport de charge R ($R = K_{\min}/K_{\max}$) est probablement le paramètre qui a le plus d'effets sur les vitesses de fissuration et sur de propagation. Cette influence se traduit expérimentalement par un décalage des courbes de fissuration vers la gauche lorsque R croît (figure 11). C'est-à-dire que pour une valeur de ΔK donnée, un rapporte R élevé se traduit par une vitesse de propagation plus fort. En particulier, la valeur de ΔK_s est influencées par le rapporte R .

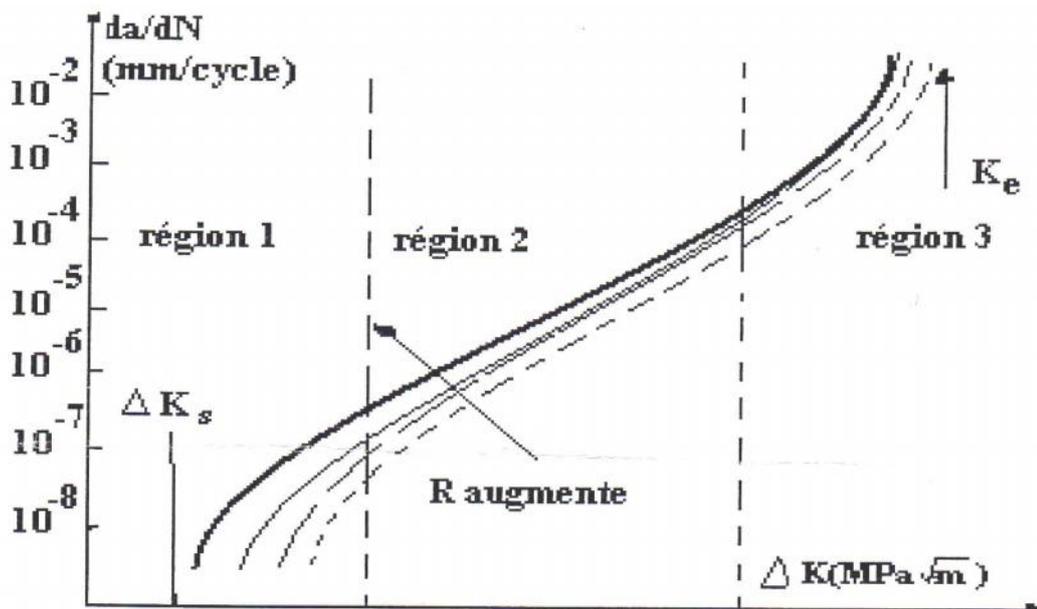


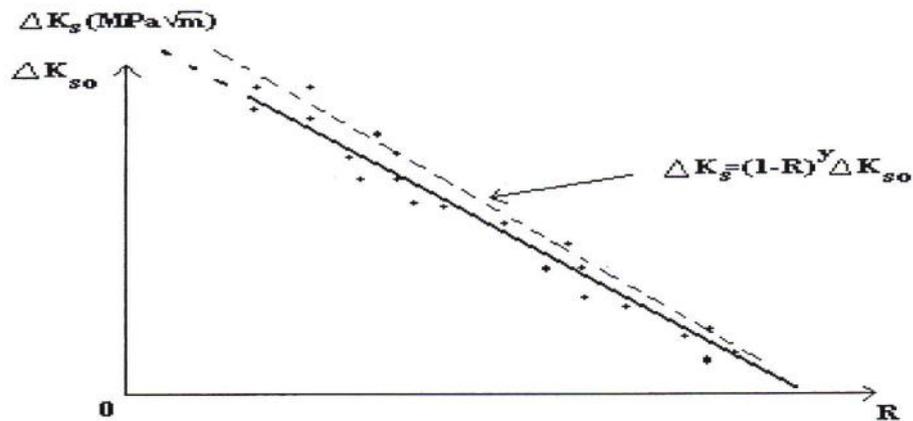
Figure 11. Influence du rapport de charge sur la vitesse de fissuration

Klenstil et Lukas [10] ont considéré que le seuil de propagation ΔK_s diminue quand R augmente, cela est valable quand le rapport de charge est positif. L'évolution de ΔK_s en fonction de R est proposée sous la forme suivante (figure 11) :

$$\Delta K_s = \Delta K_{s0} \cdot (1 - R)^{\gamma} \quad (6)$$

Où ΔK_{s0} est la valeur du seuil pour $R=0$ qui dépend du matériau et de l'environnement. La valeur de γ dans l'aire varie entre 0,50 et 1 suivant les matériaux,

$Y=0.5$ pour un acier au carbone, $Y=0.53$ pour les alliages A5083, $Y=0.75$ pour un acier de construction et $Y=1$ pour l'alliage (7075-T651).



- *Influence de la contrainte moyenne*

A amplitude de chargement constante, si σ_m augmente la durée de vie diminue. La période de signal a en générale peu d'influence sur la durée de vie. Cette règle est confirmée quand le phénomène de fatigue est associé à d'autres d'endommagement en fonction du temps : fatigue corrosion, fatigue- fluage, ou lorsque la rapidité des sollicitations produit un échauffement.

Dans le cas des chargements variables, les paramètres prépondérants sont :

- ◇ La présence de surcharge : la répétition d'une surcharge peut retarder la propagation de fissure.
- ◇ L'ordre d'apparition de cycles [11].

- *Accidents de forme (discontinuité dans la géométrie : entailles, trous, etc.....)*

Un accident de forme augmente localement le niveau de contrainte. Cette augmentation peut être traduite par un coefficient de contrainte élastique K_t : rapport de charge entre la contrainte locale maximale et la contrainte nominale. Dans le domaine d'endurance limité (domaine visé par le l'industrie aéronautique), si la valeur de K_t augmente, la durée de vie diminue.

- *Effet d'échelle*

A niveau de contrainte égale, deux pièces de même géométrie mais de dimensions différentes n'auront pas la même tenue en fatigue : plus dimensions d'une pièce croissent, plus sa résistance à la fatigue diminue. Cette observation s'explique principalement par le volume de matière sollicité : plus celui-ci est grand, plus la probabilité des défauts métallurgiques est grande.

- *Qualité de l'usinage*

Généralement, l'endommagement par fatigue apparaît en premier lieu à la surface des pièces. La prise en compte des deux aspects suivants améliore la tenue en fatigue :

- ◇ L'aspect micro géométrique de la surface : un mauvais usinage provoque en surface des microreliefs susceptibles d'augmenter localement le niveau de contrainte, l'amorçage des fissures en surface est donc retardé lorsque la rugosité est faible.
- ◇ L'aspect des contraintes résiduelles : l'usinage peut introduire des contraintes résiduelles de traction en surface (elles sont équilibrées en profondeur par des contraintes résiduelles des compressions), ces contraintes se superposant à celles du chargement accélèrent l'endommagement par fatigue.

b. Influence de l'environnement :

Un milieu agressif (température élevée, milieux corrosifs...) aggrave le phénomène de fatigue. Il apparaît des phénomènes nouveaux comme le fluage ou la corrosion. Leur action est proportionnelle au temps d'exposition.

III.3. Modèles décrivant la propagation d'une fissure

Plusieurs modèles ont été proposés pour prédire la durée de vie et la vitesse de fissuration "da/dN" sous différentes conditions [12].

a. Loi de Paris

Pour les matériaux à comportement élastique, Paris [8] a proposé d'utiliser la variation du facteur d'intensité de contrainte K pour décrire la croissance stable des fissures par fatigue en élasticité linéaire (domaine II).

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

(5)

Cette démarche empirique est justifiée dans le cas où il n'y a pas de fermeture à la pointe de la fissure ni d'émoussement. La loi proposée par Paris ne décrit pas la totalité de la courbe de propagation; cependant, d'autres lois empiriques ou analytiques ont été proposées pour décrire l'ensemble de la courbe de propagation.

b. Loi de Forman

Pour tenir compte de l'augmentation asymptotique de la vitesse de fissuration quand K_{max} tend vers K_{IC} , Forman [13] a proposé la relation :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \cdot (\Delta K_1)^m}{(1 - R) \cdot K_{IC} - \Delta K_1} \quad (8)$$

Cette loi a été vérifiée sur plusieurs alliages d'aluminium et est couramment utilisées en aéronautique pour da/dN supérieure à 10^{-5} mm/cycle et m de l'ordre de 4. Toutefois, cette loi ne semble pas décrire convenablement le comportement des aciers ou l'effet du rapport (R) est généralement moins marqué. On remarque, que dans la relation précédant, le rapport da/dN tend vers l'infini quand K_{max} tends vers K_{IC} . De plus, cette relation ne tient pas compte de l'existence d'un seuil de fissuration.

Pour rendre compte de l'effet de seuil dans la région I, Klesnil et Lucas [10] proposèrent quant à eux une modification de la relation sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)(K_{IC} - K_{max})} \quad (7)$$

Où

K : désigne la variation du facteur d'intensité de contrainte.

C et m : sont des constantes propres au matériau et à l'environnement considéré.

R : rapport de charge.

c. Modèle NASGRO

L'élaboration de modèles de propagation a pris une grande vitesse afin de tenir compte de plusieurs paramètres et conditions imposés de service ou de laboratoire qui agissent sur la propagation des fissures. Les paramètres qui agissent peuvent être classés en deux catégories à savoir :

- ◇ Les paramètres intrinsèques qui dépendent du matériau : module de Young, limite d'élasticité, propriétés cycliques et état métallurgiques du matériau.
- ◇ Les paramètres extrinsèques qui dépendent des conditions de l'essai, différemment de la nature du matériau étudié : température, fréquence, environnement, dimensions des éprouvettes, rapport de charge...etc.

Le modèle NASGRO utilisé dans la prédiction de la vitesse de propagation des fissures de fatigue a été développé par Forman et al. [14] pour tenir compte de toute la courbe de propagation. L'équation NASGRO est écrite sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^p} \quad (9)$$

"f" représente la contribution de la fermeture de la fissure. Les paramètres C, n, p, q sont déterminés expérimentalement, ΔK_{th} est l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil pour des charges à amplitudes constantes. K_{max} et K_{crit} sont respectivement le facteur d'intensité de contrainte maximale et le facteur d'intensité de contrainte critique

IV. ALLIAGES D'ALUMINIUM

Les propriétés mécaniques d'un matériau décrivent sa réponse aux charges appliquées. Pour de nombreuses applications, il est essentiel de supporter une charge ou de résister à un impact sans fléchir excessivement ou sans subir de rupture. De ce fait, les propriétés mécaniques représentent souvent un coefficient critique dans le choix de matériaux.

L'aluminium est un élément métallique parmi les métaux les plus abondants dans la croûte terrestre, très léger avec un poids de 2,7 kg/m³, environ un tiers de celle de l'acier. En modifiant la composition de ses alliages et par divers traitements thermiques et mécaniques, il est utilisé dans différents domaines selon la demande exigée.

A l'état naturel, l'aluminium génère un revêtement protecteur d'oxyde lui permettant de résister à la corrosion. Différents types de traitements de surface tels que l'anodisation, peinture peuvent encore améliorer cette propriété. Il est aussi un excellent conducteur de chaleur et d'électricité qui est presque deux fois aussi bon que le cuivre.

Aussi, il est un bon réflecteur de la lumière visible, ainsi que de la chaleur, est ductile et a un faible point de fusion. Dans un état fondu, il peut être traité de différentes manières.

En outre, le métal lui-même est non toxique et ne libère pas de goût ou d'arôme ce qui le rend idéal pour le conditionnement des produits sensibles tels que la nourriture ou les produits pharmaceutiques. Il est recyclable sans dégradation de ses qualités, la re-fonte nécessite peu d'énergie, seulement environ 5 pour cent de l'énergie requise pour produire le métal primaire est nécessaire dans le processus de recyclage.

a. Propriété de l'aluminium pur

L'aluminium pur possède une structure cristalline cubique à face centre (CFC). Les propriétés physiques sont présentées ci-dessus [16].

- Paramètre de maille : 0.405 nm à 298°K.
- Masse volumique à 25°C : 2698.7 kg/m³

- Point de fusion : 660°C.
- Coefficient de dilatation moyen entre 20 et 300°C : $2.55.10^{-5}/^{\circ}\text{C}$
- Retrait volumique : 5.6% en cours de solidification
- Capacité thermique massique à 20 °C : $c = 950 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$
- Conductivité thermique à 20 °C : $\lambda = 217.6 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$
- Résistivité électrique à 20 °C : $\rho = 2.63\mu \text{ cm}$

L'aluminium peut être utilisé à différents degrés de pureté ou sous forme d'alliages, avec la plupart des métaux (cuivre, manganèse, magnésium, silicium, zinc, etc.). Les différents alliages sont désignés par un nombre de quatre chiffres et sont classés en 8 séries en fonction des éléments d'alliages principaux (Tableau 1).

Tableau 1 Les différentes classes d'alliages d'aluminium

Série	Alliage correspondant
1xxx	Aluminium pur (>99at%)
2xxx	Aluminium / Cuivre
3xxx	Aluminium / Manganèse
4xxx	Aluminium / Silicium
5xxx	Aluminium / Silicium
6xxx	Aluminium / Magnésium / Silicium
7xxx	Aluminium / Zinc
8xxx	Autres alliages d'aluminium

b. Les différents alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium sont appelés aussi les alliages corroyés, c'est-à-dire mis en forme par déformation à chaud. Ces alliages sont divisés en deux catégories, à savoir :

- ◆ Non trempant : qui ne peuvent subir aucun durcissement structural.
- ◆ Trempant : à durcissement structurel.

Le durcissement structural est un procédé thermique qui permet d'avoir une répartition optimale des précipités et comporte trois stades :



- ◇ Mise en solution à haute température de l'élément d'addition.
- ◇ Trempe : baisse rapide de la température jusqu'à la température ambiante, en vue d'obtenir une solution solide sursaturée.
- ◇ Vieillessement à une température inférieure à celle du solvus, en vue de favoriser un retour partiel vers les conditions d'équilibre et d'obtenir ainsi les propriétés mécaniques visées.

IV.1 Alliages d'aluminium sans durcissement structural

Série 1000 : (99% Al au moins)

- ◇ Propriétés faibles à l'état recuit ECROUISSAGE
- ◇ Mise en forme par déformation plastique à froid.
- ◇ Excellente tenue en atmosphère humide et marine
- ◇ Grande conductibilité électrique et thermique.
- ◇ Excellente tenue aux très basses températures.

Série 3000 : (Al-Mn)

- ◇ Très facile à déformer.
- ◇ Bonne résistance à la corrosion.
- ◇ Facilement soudable
- ◇ Remplacent l'aluminium non allié de la série 1000 quand on veut des meilleures propriétés mécaniques.

Série 5000 : (Al-Mg)

Un séjour prolongé à la température ambiante ou à une température un peu plus élevée provoque une précipitation de Mg_2Al_3 aux joints de grains, ce qui a des conséquences néfastes sur la résistance à la corrosion. Pour palier cette tendance, on soumet les alliages à un écrouissage suivi d'un recuit de stabilisation.

- ◇ Grande aptitude aux transformations à chaude et à froid.
- ◇ Excellente soudabilité.
- ◇ Très bonne résistance à la corrosion (on peut le monter encore plus par anodisation)
- ◇ Grande qualité de leurs états de surface après polissage et anodisation.

IV.2 Alliages d'aluminium à durcissement structural

Série 2000 : (Al-Cu et Al-Cu-Mg)

- ◇ Durcissement dû à la précipitation de formes transitoires des composés d'équilibre CuAl_2 et CuMgAl_2 .
- ◇ Excellentes propriétés mécaniques (descendent pour les zones adjacentes aux cordons de soudure).
- ◇ En rajoutant Fe + Ni, nous obtenons une précipitation de Al_9FeNi qui nous donne une bonne tenue mécanique jusqu'à 230°C (fabrication des moteurs à turbine et structures d'avions supersoniques).
- ◇ À l'état trempé et vieilli, on a une résistance médiocre à la corrosion.

Série 6000 : (Al-Mg-Si)

- ◇ Normalement on a un rapport massique $\text{Mg/Si}=1.73$, si on a un excès de silicium on augmente les propriétés mécaniques, mais on diminue la résistance à la corrosion.
- ◇ En rajoutant Mn + Cr on augmente la résistance mécanique, la ténacité, et on affine la taille des grains.
- ◇ En rajoutant Cu ($< 0.5\%$) on monte les propriétés mécaniques.
- ◇ Excellente aptitude à la mise en forme à chaud.
- ◇ Bonne soudabilité
- ◇ Excellente résistance à la corrosion

Série 7000 : (Al-Zn)

- ◇ Propriétés mécaniques les plus élevées (après traitement thermique)
- ◇ Cu ($< 2\%$) durcit les alliages, descendre repabilité, soudabilité et ténacité.
- ◇ Cr ($< 0.3\%$) : on augmente leur résistance à la corrosion sous tension.
- ◇ Grand intervalle de températures de mise en solution
- ◇ Faible résistance à chaud.

Le tableau suivant donne quelques nuances d'alliages d'aluminium à durcissement structural

Tableau 2. Exemples d'alliages d'aluminium à durcissement structural

Type d'alliage	Nuances
2000 (Al-Cu)	2014, 2017, 2117, 2024, 2124, 2618
7000 (Al-Zn)	7075, 7175, 7475, 7049, 7050, 7150.
6000 (Al-Mg-Si)	6013, 6061, 6081, 6181

CHAPITE II
COMPORTEMENT PLASTIQUE ET
CONTRAINTES RESIDUELLES

I. COMPORTEMENT PLASTIQUE

La plasticité est la propriété qu'ont certains corps de pouvoir subir sans rupture des déformations permanentes irréversibles. Les premières études expérimentales concernant le phénomène de plasticité ont été menées par Tresca. C'est vers 1870 que Saint-Venant et Levy publient la théorie mathématique de la plasticité. A partir de ce moment interviennent des noms très connus dans le domaine de la plasticité: Prandtl, Hencky, Prager, Hill, etc....

Très rapidement on a fait le lien entre la physique des solides et les connaissances expérimentales de la déformation plastique. On suppose généralement que la déformation plastique est continue, alors qu'il est établi depuis longtemps qu'au niveau atomique elle se fait par glissement sur des plans visiblement séparés. C'est pourquoi des développements de la théorie des dislocations ont permis de rapprocher la physique des solides et la mécanique des milieux continus. En effet le solide est en réalité un assemblage de grains cristallins. La déformation plastique peut être due (pour les métaux) aux déformations permanentes des grains, du moins à température ordinaire. Ces déformations sont dues principalement à des glissements dans une direction de rangée atomique suivant des plans parallèles du réseau cristallin (loi de Schmid). [15]

1.1. description du comportement plastique - plasticité

La théorie de la plasticité repose sur une idéalisation et une généralisation de faits expérimentaux correspondant à des états de contraintes très simples: sphérique ou mono-axial. Des états de contraintes plus complexes ont été réalisés pour vérifier les lois proposées, et déterminer leur degré d'approximation, selon les matériaux étudiés et leur état physique initial.

1.2. La traction uniaxiale

a. Essai expérimental

Le comportement d'une éprouvette métallique, soumise à une traction simple nous apporte tous les éléments nécessaires à la compréhension du phénomène de plasticité.

Il est important de noter que la traction, schématisée par les figures (1 et 2), est effectuée à froid.

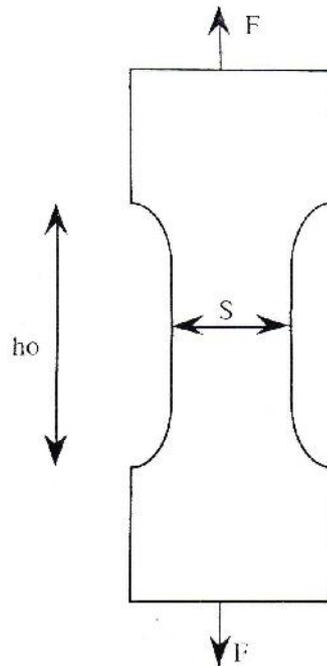


Figure 1 Traction uniaxiale

On impose à l'éprouvette une déformation globale $\ln h/h_0$ que l'on note ϵ , et on enregistre la contrainte $\sigma(\epsilon)$ qui est égale à F/S , F étant la force Enregistrée et S l'aire de la section droite utile de l'éprouvette. La courbe $\sigma(\epsilon)$ représentée sur la figure (2).

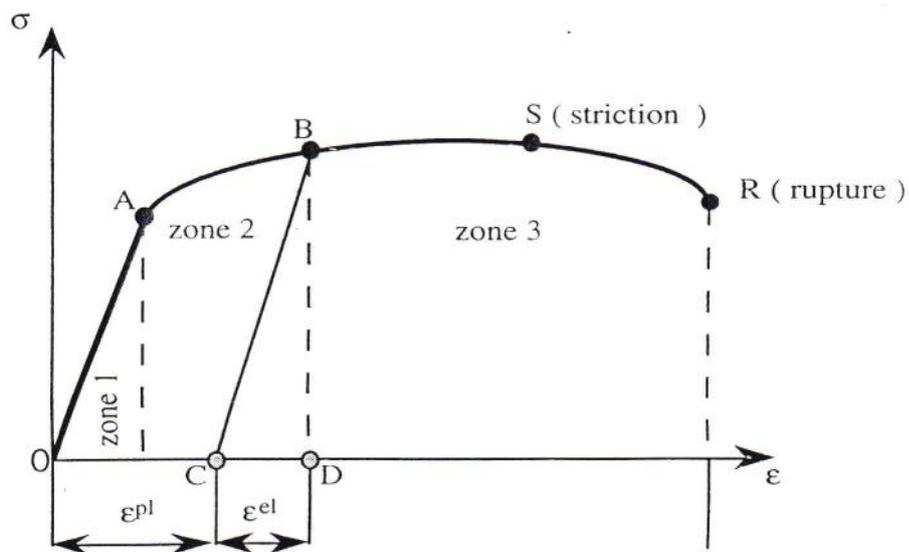


Figure 2. Courbe contrainte - déformation

b. Analyse de la courbe de traction

Nous distinguons 3 zones, correspondant à des comportements différents.

Zone 1 : Dans cette zone la courbe est une droite OA dont la pente est le module d'Young E. On a la relation simple :

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (1)$$

Qui est la loi de comportement élastique linéaire. Le fait essentiel est la réversibilité: en effet, si on libère l'éprouvette (on a donc $\sigma=0$) l'éprouvette retrouve sa longueur initiale l_0 et on a donc $\varepsilon=0$.

Zone 2 : Dans cette zone, par contre, les déformations sont irréversibles ; c'est une caractéristique fondamentale des déformations plastiques. En effet, si on allonge l'éprouvette jusqu'au point figuratif B puis on décharge (point C) on constate que l'éprouvette ne revient pas à sa longueur initiale l_0 . On a donc une déformation résiduelle qui n'est autre que la partie irréversible de la déformation: c'est la partie plastique que l'on notera ε^{Pl} (notée OC sur la figure 2). On remarque que la décharge subie par le matériau est représentée par une droite (BC) dont la pente est le module d'Young E. Il s'agit d'une décharge élastique : si on impose à l'éprouvette un nouvel allongement à partir de l'état représenté par le point C, le trajet parcouru est encore le trajet CB avant de subir une déformation plastique à partir du point B. A tout instant la déformation totale, $\sigma(OD)$ se décompose en une partie élastique ε^{el} (CD) égale à σ/E et une partie plastique ε^{Pl} (OC). On a :

$$\varepsilon = \varepsilon^{el} + \varepsilon^{Pl} \quad (2)$$

- le point A correspond au seuil de plasticité
 - la contrainte en A est nommée limite élastique en traction uniaxiale et est notée σ_0 .
- On voit que lorsque le matériau a déjà été déformé, cette limite (à partir de laquelle on observe des déformations plastiques irréversibles) augmente. La limite en contrainte est alors appelée contrainte d'écoulement. En général pour les métaux, il y a croissance de la contrainte d'écoulement avec la déformation: c'est le phénomène d'écrouissage. Dans le cas contraire on parle d'adoucissement.

Zone 3 : C'est le domaine de la striction. La section de l'éprouvette ne demeure plus constante dans la longueur, la striction étant une diminution localisée de section. On observe que la force de traction passe par un maximum en début de striction, puis décroît régulièrement jusqu'à rupture, et qu'il en est de même de la contrainte calculée en rapportant la force de traction à la section calculée, et en supposant la déformation homogène : courbe SR sur la figure (2). L'analyse plus précise, dans la section réduite par la striction montre que l'état de contrainte réel n'est plus monodimensionnel, la contrainte d'écoulement que l'on peut en déduire continue à croître, lorsque le matériau ne subit pas d'adoucissement. Dans le comportement plastique, qui comprend en fait les zones 2 et 3, nous retiendrons que la déformation est irréversible, mais aussi incrémentale dans la mesure où nous avons constaté qu'il faut suivre "pas à pas" la courbe AR de la figure (2). Cette caractéristique importante de la plasticité apparaît encore plus nettement dans les exemples où l'état initial et l'état final ne permettent nullement de décrire de façon réaliste le processus de déformation: il faut préciser l'histoire des contraintes et des déformations. Cette description complète n'est pas nécessaire en élasticité (même non linéaire), et représente une difficulté majeure de la plasticité, qui n'a pas toujours été bien appréhendée.

- ***Idéalisations courantes***

Par rapport au comportement précédent, on utilise fréquemment les schématisations suivantes, représentées sur la figure (3) :

- ◇ élastique parfaitement plastique, c'est-à-dire non écrouissable, dans laquelle la contrainte nécessaire à l'obtention d'une déformation plastique ne croît pas avec celle-ci.
- ◇ rigide plastique (ou rigide plastique écrouissable), dans laquelle la déformation élastique est négligée, ce qui est souvent légitime en mise en forme des métaux où les déformations élastiques restent faibles en général ($=0,5\%$) alors que les déformations plastiques sont importantes ($>10\%$).
- ◇ rigide parfaitement plastique où l'élasticité et l'écrouissage sont négligés.

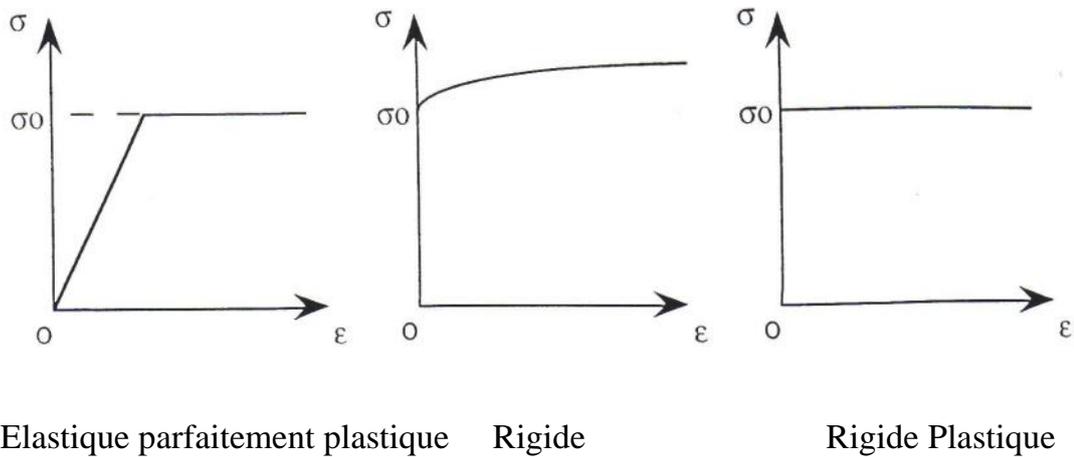


Figure 3 Idéalisations classiques du comportement plastique

1.3 Définitions complémentaires

a. Ecouissage-adoucissement

Nous avons déjà défini l'écrouissage comme l'augmentation de la contrainte d'écoulement au cours de la déformation plastique (figure4 partie AB). L'adoucissement est le phénomène inverse : la contrainte d'écoulement diminue avec la déformation plastique (figure 4 parties BC de la courbe).

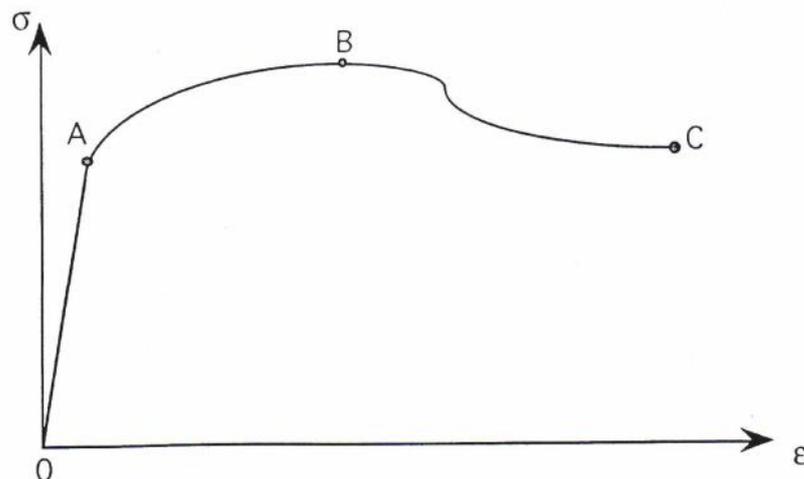


Figure 4 : Phénomène d'écrouissage et d'adoucissement en traction simple

b. Effet Bauschinger

En général le comportement en traction est voisin du comportement en compression mais pour certains matériaux (la fonte par exemple), la courbe contrainte déformation en essai uni axial est très dissymétrique (figure 5).

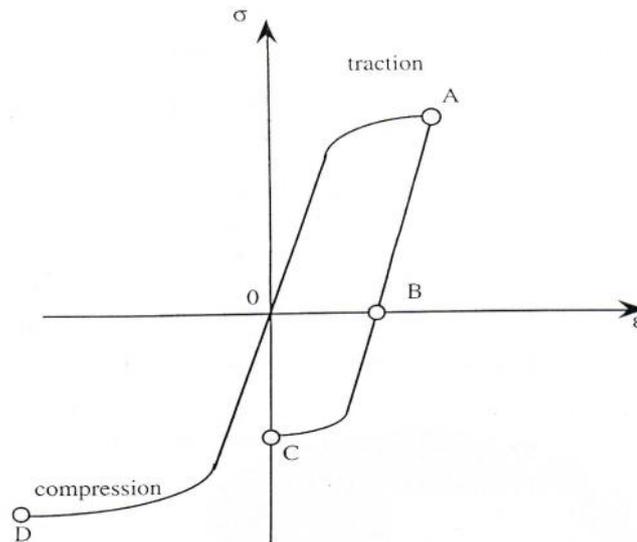


Figure 5 Effet Bauschinger

Une traction préalable OA (figure 5), suivie d'un déchargement AB puis d'une compression BC, conduit à un état de contrainte différent d'une compression OD, à partir de l'état initial. Dans la suite de ce chapitre nous négligerons ces particularités.

c. Restauration

L'écroutissage est provoqué par une création et une accumulation de défauts (dislocations), qui peuvent être partiellement ou totalement éliminés par un traitement approprié (recuit par exemple). Le matériau subit alors une restauration qui a, en particulier, pour effet de diminuer sa contrainte d'écoulement "actuelle".

1.4. Principaux critères utilisés - plasticité multiaxiale

a. Forme générale d'un critère de plasticité isotrope

Si le cas mono axial est très simple, surtout si l'on néglige l'effet Bauschinger comme nous l'avons annoncé, le cas général requiert une analyse détaillée. Le problème peut être formulé de la façon suivante : un tenseur de contrainte σ étant donné, il faut être capable de décider si l'état de contrainte correspond au domaine élastique. Ou s'il est dans le domaine plastique. Pour résoudre ce problème nous

utiliserons une fonction mathématique f appelé critère de plasticité et possédant les caractéristiques suivantes :

$f(\sigma) < 0$	caractérise un état élastique,
$f(\sigma) = 0$	correspond à la zone plastique,
$f(\sigma) > 0$	est considéré comme non physique et est donc interdit.

Nous devons alors préciser la forme de la fonction f en tenant compte des résultats expérimentaux et des idéalizations retenues. Le critère de plasticité sera déterminé à partir d'une fonction seuil σ_0 et des composantes du tenseur des contraintes .

b. Critère de Tresca

Historiquement il semble que ce soit le premier critère de plasticité qui ait été proposé, au siècle dernier, en mécanique des sols.

◆ Introduction du critère de Tresca

Tresca a postulé que le critère de plasticité fait intervenir la cission maximum τ_{max} et s'écrit donc :

$$f = 2(\tau_{max} - \tau_0) \tag{3}$$

Où τ_0 est la cission limite, caractéristique du matériau considéré. On peut démontrer, et nous l'admettons ici, que (3) est équivalent à :

$$f = \text{Max}_{ij}(\sigma_i - \sigma_j) - \sigma_0 \tag{4}$$

Pour un état de traction uni axiale, le critère de Tresca signifie que la plastification se produit quand le cisaillement maximum atteint la valeur critique $\sigma_0/2$.

c. Critère de Von Mises

L'écoulement plastique a lieu quand l'énergie nécessaire pour obtenir une déformation permanente dans l'essai de traction est fournie à la pièce.

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} = \sigma_0 \tag{5}$$

Avec $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$

En traction uniaxiale : $\sigma_{eq} = \sigma_0$

II. CONTRAINTES RESIDUELLES

II.1. Définition contraintes résiduelles

On définit généralement les contraintes résiduelles comme étant les contraintes qui subsistent dans les pièces mécaniques qui ne sont soumises à aucun effort extérieur.

Tout procédé de fabrication introduit dans une pièce mécanique des contraintes résiduelles qui vont influencer son comportement en fatigue, en rupture et même en corrosion. Il existe peu de modes de mise en œuvre de matériaux qui n'engendrent pas un nouvel état de contraintes. Le rôle des contraintes résiduelles est donc très important pour concevoir une pièce mécanique. Depuis quelques années, les études se sont multipliées pour comprendre l'effet des contraintes résiduelles sur les performances mécaniques.

II. 2. Type de contraintes résiduelles

Des contraintes résiduelles existent dans pratiquement toutes les pièces rigides, métalliques ou non (bois, polymère, verre, céramique, etc). Elles traduisent l'histoire métallurgique le cas échéant et mécanique de chaque point et de l'ensemble de la pièce au cours de son élaboration. Elles existent à différents niveaux. On en distingue en général trois qui dépend de l'échelle à laquelle on les observe [16] :

- ◆ **Contraintes résiduelles d'ordre macroscopiques (1er ordre) :** se situent à l'échelle d'un grand nombre de grains ou de la pièce mécanique. Elles sont accessibles à la mesure, par exemple à l'aide de jauges qui détectent les déformations qu'elles produisent et par diffraction des rayons X.
- ◆ **Contraintes dues à l'hétérogénéité et à l'anisotropie du cristal (grain) (2eme ordre) :** Lors d'une sollicitation mécanique (traction uniforme d'une éprouvette lisse par exemple), certains grains orientés favorablement atteindront avant d'autres la limite d'écoulement, ce qui provoquera une hétérogénéité du comportement lorsque la charge sera supprimée, les retours élastiques se feront donc différemment et plus ou moins librement suivant les grains, ce qui conduira ceux-ci dans des états de contraintes résiduelles non nulles. La moyenne cependant de ces

contraintes, c'est-à-dire la résultante générale suivant l'axe de traction, sera nulle à la fin de l'essai (contrainte résiduelle d'ordre macroscopiques). Ce type de contraintes pourrait être mesuré par diffraction des rayons X ;

- ◆ **Contraintes à l'échelle du cristal (3^{ème} ordre) :** On atteint à ce niveau la limite de la notion de contraintes. Ce sont les actions créées par tous les types de défauts cristallins : lacunes, atomes interstitiels, atomes en substitution, dislocations, défauts d'empilement, macles, jusqu'aux joints de grains.

Ces trois types de contraintes résiduelles interviennent les unes sur les autres. Ce sont bien sûr les contraintes du premier ordre ou macro-contraintes qui intéressent les mécaniciens ou les bureaux d'études. Mais les contraintes résiduelles de 2^{ème} ordre sont également très importantes, car elles sont l'indicateur de l'état d'écroutissage et d'endommagement du matériau [16] :

II.3. Origines des contraintes résiduelles :

Les origines des contraintes résiduelles sont très diverses. Elles sont produites à différentes étapes de fabrication de la pièce :

- ◆ Pendant la solidification ;
- ◆ Lors du démoulage ;
- ◆ Au cours du traitement thermique et en particulier de l'opération de trempe.

Elles peuvent être séparées en trois catégories : mécanique, thermique et métallurgique. On assiste souvent à une combinaison de ces différentes causes pour la genèse des contraintes résiduelles. Par exemple, dans le cas d'une rectification, les contraintes sont engendrées par trois processus.

- résultant de la déformation plastique en absence d'échauffement
- résultant du dépassement de la limite d'élasticité à la suite de la présence d'un gradient thermique
- résultant de changements de phases métallurgiques

II.4. Effets des contraintes résiduelles sur la fatigue

Les contraintes résiduelles jouent un rôle primordial sur la tenue en fatigue des matériaux. Elles peuvent être considérées comme une contrainte moyenne ou statique superposée à la contrainte cyclique. Cet effet de la contrainte moyenne se traduit par une diminution de la tenue à la fatigue lorsque la contrainte moyenne augmente, ce qui se traduit dans les diagrammes de Haigh et de Goodman (figure 6).

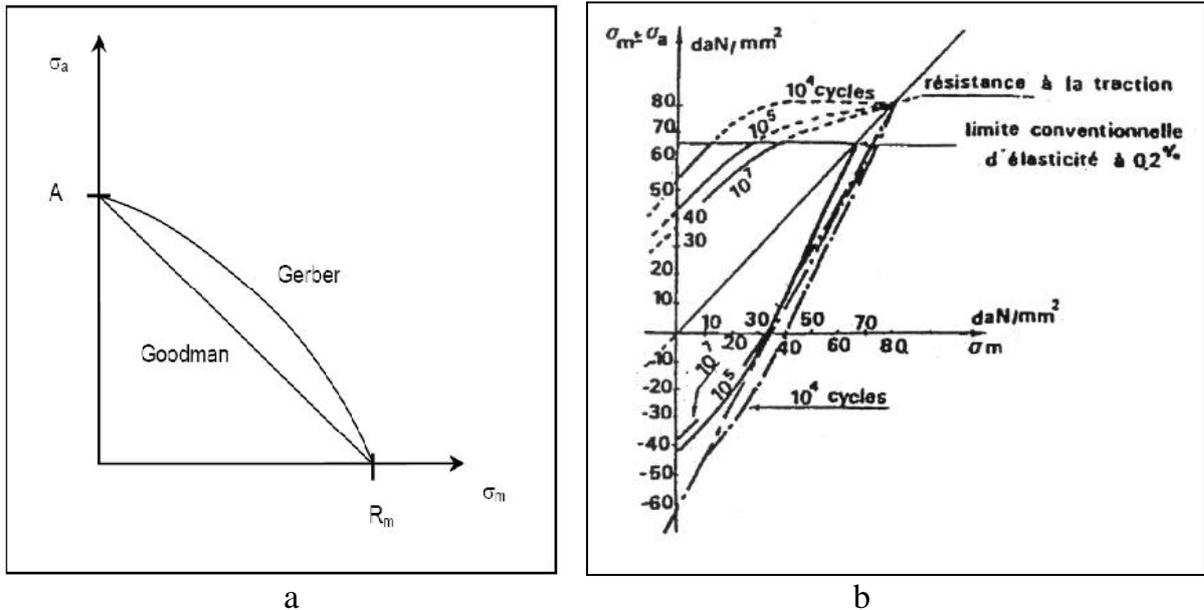


Figure 6 : Diagramme de Haigh (a) et Goodman (b) [16]

Le diagramme de Haigh, donnant la limite d'endurance en fonction de la contrainte moyenne. Cette représentation est la plus courante ; On distingue pour le diagramme de Haigh plusieurs formes différentes d'interaction entre la limite d'endurance et la contrainte moyenne dont les principales sont :

- ◆ la droite de Goodman, l'interaction linéaire la plus simple et la plus pessimiste (adoptée dans les codes de construction).
- ◆ la parabole de Gerber, un peu moins sévère.

L'effet des contraintes résiduelles sur la propagation de la fissure de fatigue est d'une grande importance et a été le centre de beaucoup de recherche et études [16-21]. Il y a de nombreuses méthodes pour générer des contraintes résiduelles sous forme

de contrainte mécaniques soit par grenailage, écrouissage, choc de laser, préchargement mécanique et par expansion.

Le préchargement mécanique se produit quand une charge de traction simple est appliquée, il entraîne une déformation plastique de compression. Un inconvénient de ce processus est que la contrainte résiduelle n'est pas uniforme autour de la fissure.

L'expansion à froid des trous est une technique employée fréquemment par l'industrie aéronautique pour améliorer la durée de vie des structures en fatigue au niveau des trous des rivets. Le processus de l'expansion a été développé par Boeing Company vers la fin des années 60 [22]. Fatigue Technology Inc. a lancé une méthode efficace admise comme norme pratique aux Etats-Unis [23]. Le processus propose d'augmenter radialement un trou pour créer une zone de contrainte résiduelle de compression autour d'un trou qui retarde la progression de la fissure sous un chargement cyclique. L'expansion a été étudiée dans de nombreuses études. Beaucoup des solutions analytiques pour le calcul des contraintes résiduel ont été développées, mais peu corrobore avec des résultats expérimentaux [24-27].

L'introduction des contraintes résiduelles par expansion des trous sur les alliages d'aluminium [28] a permis une augmentation significative de la durée de vie et une diminution de la vitesse de propagation comparativement à un trou non expansé.

L'étude expérimentale et numérique de l'effet d'expansion à froid de l'alliage 6005 T5 [29] a montré que l'augmentation du degré d'expansion des trous induit une amélioration de la durée de vie (figure. 7). Les contraintes résiduelles de compressions induites par ce procédé sont le paramètre important de cette amélioration que ce soit sur l'initiation ou la propagation des fissures de fatigue.

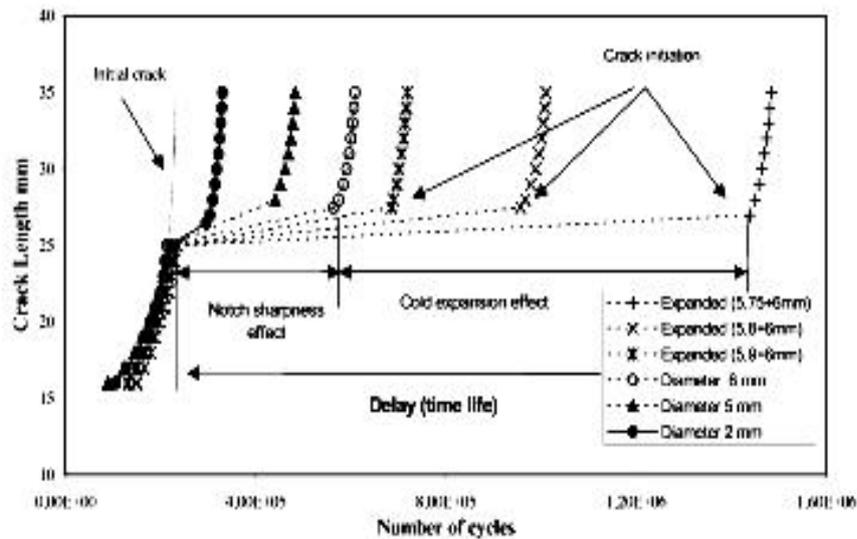


Figure 7. Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle [29]

L'effet des contraintes résiduelles par soudage sur la vitesse de propagation des fissures de fatigue a été mis en évidence sur des éprouvettes M(T) et C(T) en alliage d'aluminium 2024 T351 [30].

Les contraintes résiduelles peuvent être aussi induites au cours du service sous forme de surcharges [31, 32]. En effet, une surcharge appliquée lors d'un chargement d'amplitude constante provoque un retard sur la propagation de fissure (figure 8). Halliday [33] a étudié l'effet de surcharges pour différents rapport de charge sur la vitesse de propagation sur l'alliage d'aluminium 2024 T351. Un retard de la vitesse de propagation par rapport à celui immédiatement avant la surcharge, a été observée pour un essai à $R = 0,05$ (figure 9). La vitesse de propagation minimum a eu lieu à -2 microns -3 microns et au-delà des positions des deux fronts de fissures avant application de la surcharge. De même, si une sous-charge [34] intervient dans ce type de chargement une accélération du taux de propagation peut être observée.

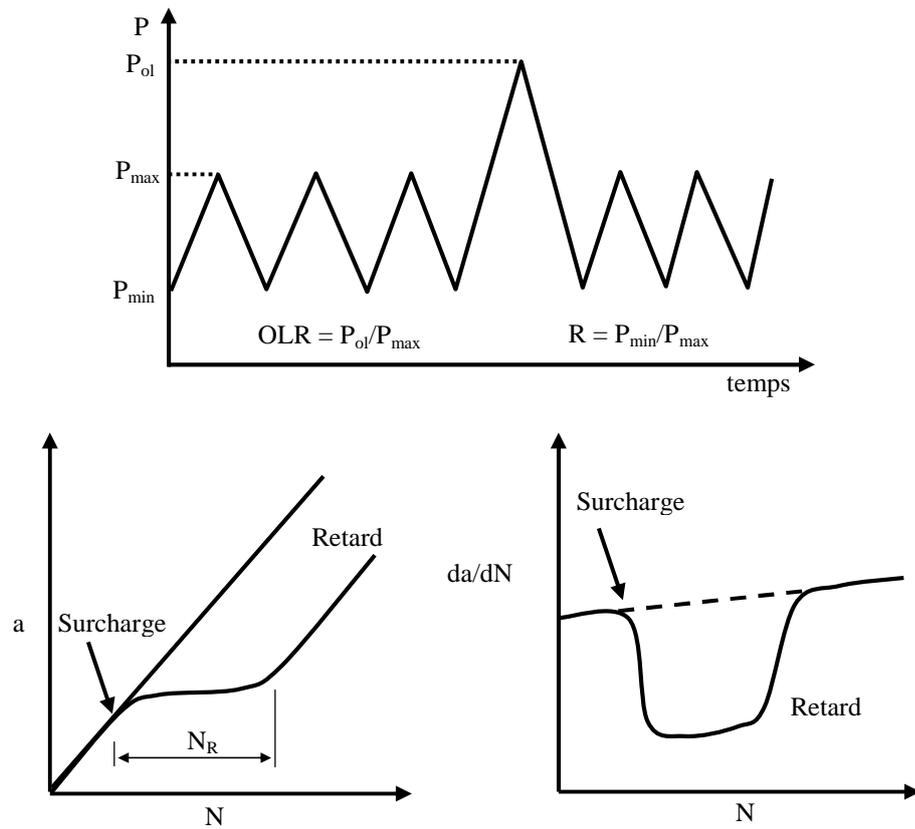


Figure .3 Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle

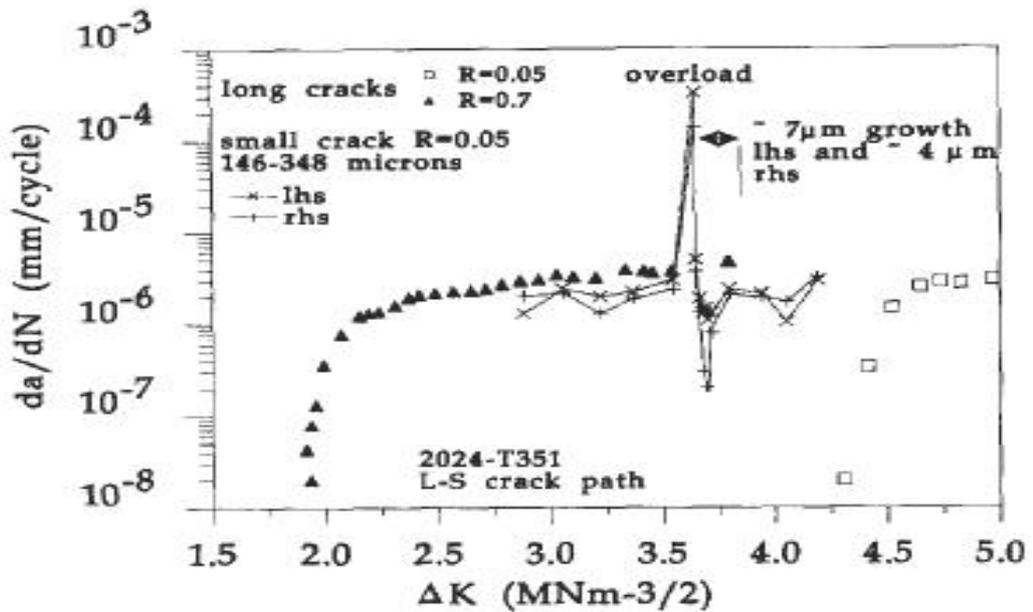


Figure 9 : Evolution de la vitesse de fissuration sous l'influence d'une surcharge [35]

Lam et Lian [36] ont également utilisé la méthode de déformation plastique localisée (LPD) pour générer les contraintes résiduelles dans un alliage d'aluminium de type 2024 T3. Ils ont expliqué aussi l'effet du rapport de charge sur la propagation de la fissure de fatigue. Le facteur d'intensité de contraintes résiduelles a été calculé par la méthode des éléments finis et la méthode fonction de poids où R_{eff} est déterminé. R_{eff} représente le rapport de charge effective dépendant du facteur d'intensité de contrainte résiduelle K_r et est défini comme suite :

$$R_{eff} = \frac{K_{min} + K_r}{K_{max} + K_r} \quad (6)$$

L'évaluation de R_{eff} a permis d'étudier l'effet des contraintes résiduelles sur la propagation de la fissure de fatigue. La méthode d'évaluation du rapport de charge effectif R_{eff} est aussi utilisée par le code AFGROW [37].

En plus des méthodes d'introduction des contraintes résiduelles déjà cités, on peut introduire des contraintes résiduelles par préchargement mécanique. L'utilisation de cette méthode a fait l'objet de plusieurs études [38-40]. Des contraintes résiduelles par préchargement de flexion (plastification) ont été introduites par Pintschovius et Jung [41], Benachour [42] et Jones et al. [43].

Certaines structures possédant des entailles sont soumises à des préchargements de traction. Le but de notre mémoire est d'étudier l'effet des préchargements de traction sur la distribution des contraintes résiduelles dans une plaque à trou central et par conséquent leurs effets sur la propagation des fissures de fatigue.

CHAPITE III
GENERATION DES CONTRAINTES
RESIDUELLES

I. GENERATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES

Afin de générer des contraintes résiduelles par prédéformation, le code ANSYS est utilisé. Le code ANSYS a beaucoup de capacités d'analyse par éléments finis, s'étendant d'une analyse simple, linéaire, statique à une analyse dynamique complexe, non linéaire, passagère. Les guides d'analyse dans l'ensemble de documentation d'ANSYS décrivent des procédures spécifiques pour exécuter des analyses pour différentes disciplines de bureau d'études. Le processus pour une analyse typique d'ANSYS implique trois tâches générales :

- ◇ Introduction du modèle géométrique y compris le matériau
- ◇ Application des chargements et des conditions aux limites
- ◇ Maillage
- ◇ Résolution
- ◇ Résultats.

I.1. Géométrie de l'éprouvette et maillage de l'éprouvette

L'éprouvette utilisée est une plaque trouée dont les dimensions sont indiquées sur la figure 1.

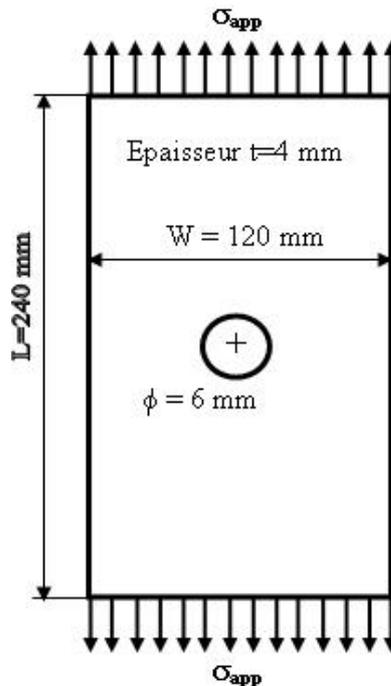


Figure 1. Géométrie de la plaque

Un élément PLANE183 est évolué des 2-D, 8 nœuds ou de 6 nœuds. PLANE183 a le comportement quadratique de déplacement et est bien adapté à modéliser les mailles irrégulières. Cet élément est défini par 8 nœuds ou 6 nœuds (figure 2) ayant deux degrés de liberté à chaque nœud : traductions dans les directions nodales de x et de y. Cet élément est à utiliser dans le cas de plasticité, l'hyper-élasticité, le fluage.

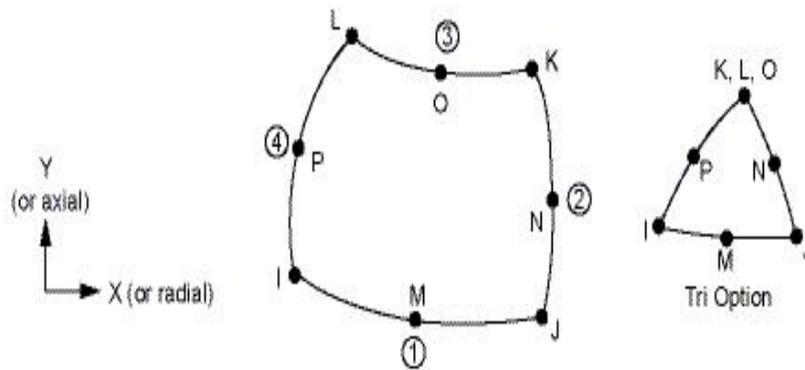


Figure 2. Élément fini plane183

Pour les raisons de symétrie de géométrie et de chargement, seul le 1/4 de la plaque est modélisé (figure 3) en utilisant l'élément plane183 à huit nœuds.

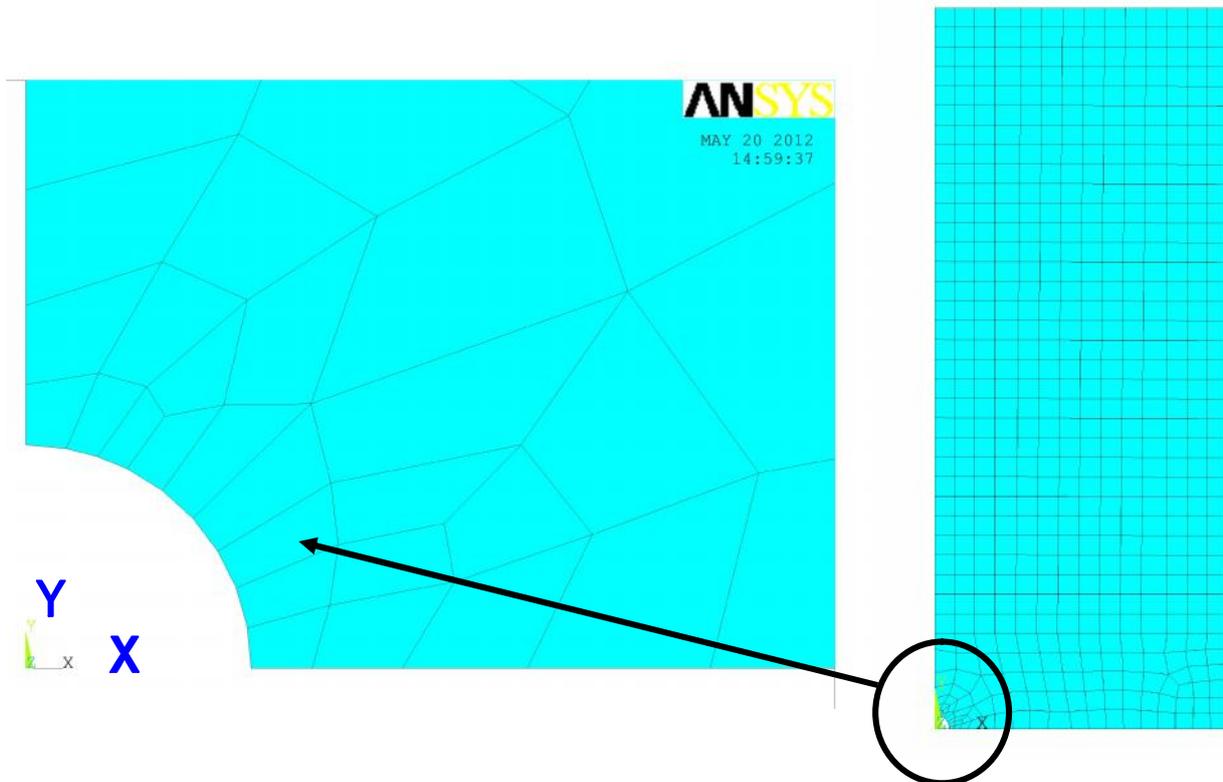


Figure 3. Maillage de 1/4 de la plaque

I.2. Matériau d'étude

Les matériaux utilisés dans notre étude sont des matériaux à durcissement structural des séries 2000, 6000 et 7000 largement utilisés en aéronautique et industrie automobile. L'étude a porté sur les alliages d'aluminium 2024 T351, 7075 T6 et 6061 T6 dont les caractéristiques mécaniques sont présentées sur le tableau 1X. Les courbes Contraintes/Déformations de chaque matériau sont données par la figure 4.

Tableau 1. Caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium à durcissement structural

Alliages d'Aluminium	E (GPa)	σ_e (MPa)	UTS (MPa)	ν
2024 T351 [44]	74.08	363	477	0.33
6061 T6 [45]	69.04	252	360	0.33
7075 T6 [46]	71.70	520	570	0.33

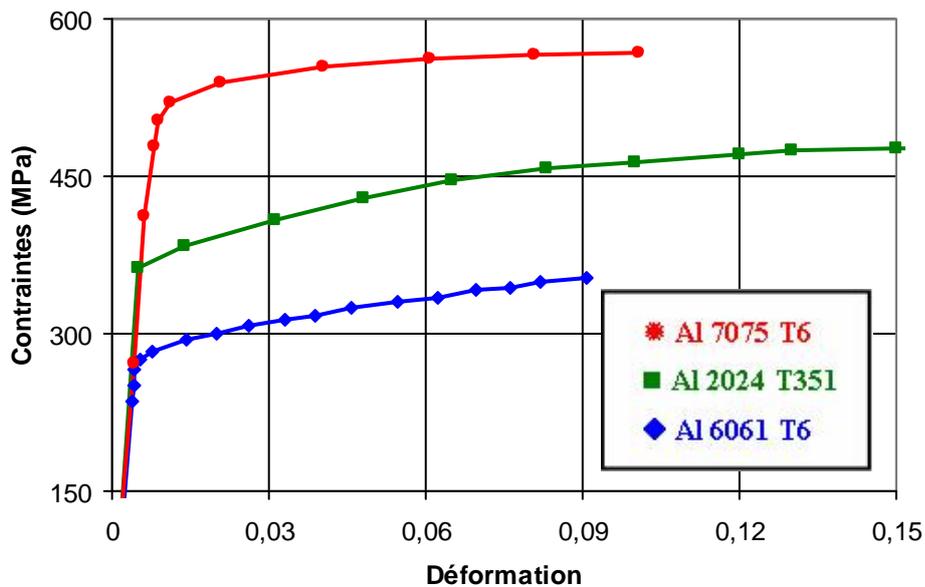


Figure 4. Courbe contraintes/déformations pour les alliages d'aluminiums à durcissement structural [44-46]

1.3. Séquences de chargement appliqués pour générer un champ de contraintes résiduelles

Afin de générer un champ de contraintes résiduelles, la force appliquée doit dépasser la limite élastique c'est-à-dire que la force appliquée génère au cours de la phase de chargement des déformations plastiques où le modèle de plasticité de Von Mises isotrope est utilisé tenant compte de la partie plastique du matériau. A la fin de déchargement des contraintes résiduelles sont générées. La séquence de chargement plastique et déchargement élastique est montrée par la figure 5. Le code ANSYS permet de créer des tableaux de préchargement dans les étapes sont montrées par les figures 6, 7, 8, 9. Vu la non linéarité du problème, le code ANSYS permet de régler les paramètres de résolution et de prendre compte l'effet de préchargement (figure 10).

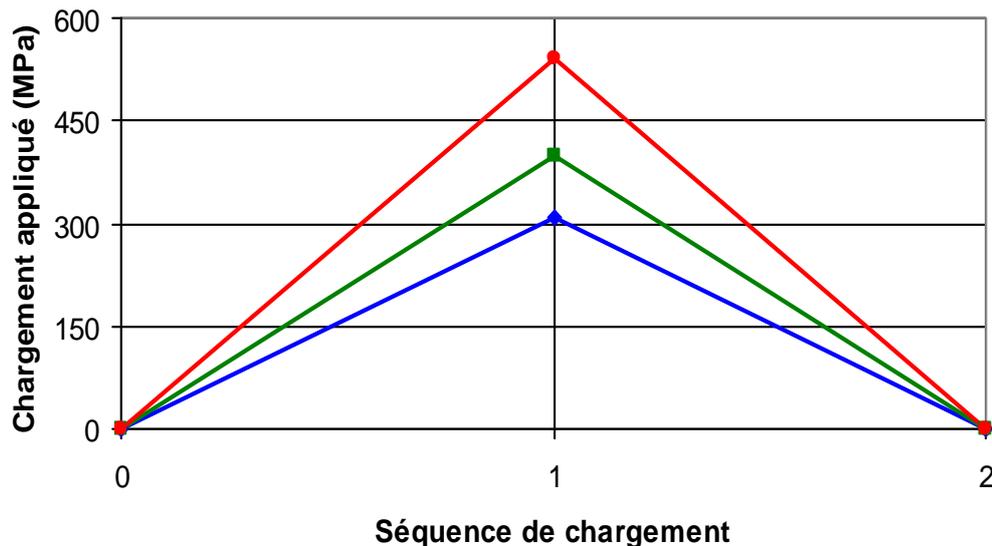


Figure 5. Séquence de chargement plastique

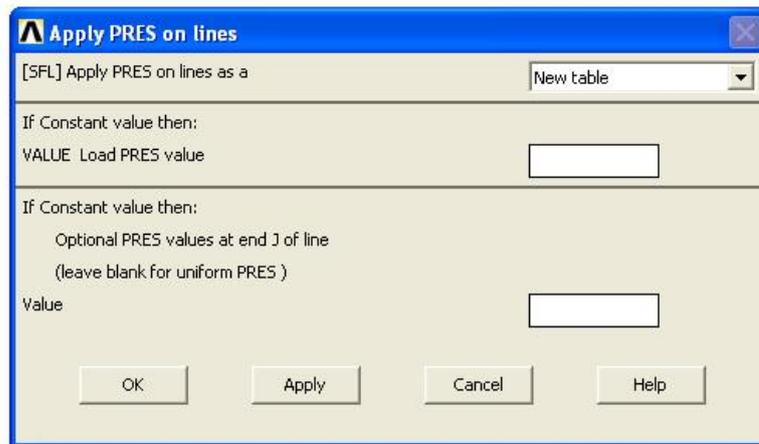


Figure 6. Création d'un tableau de préchargement

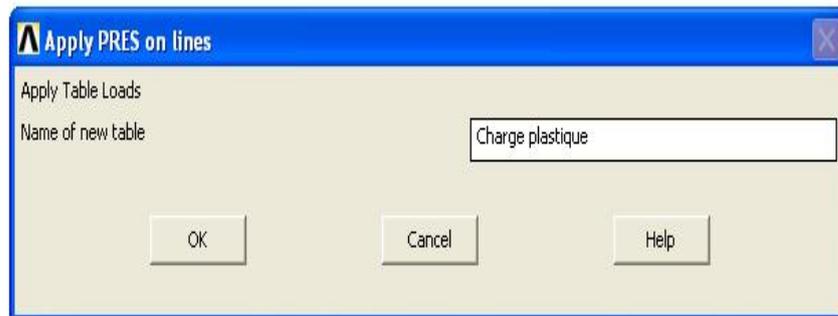


Figure 7. Introduction du nom du tableau de préchargement

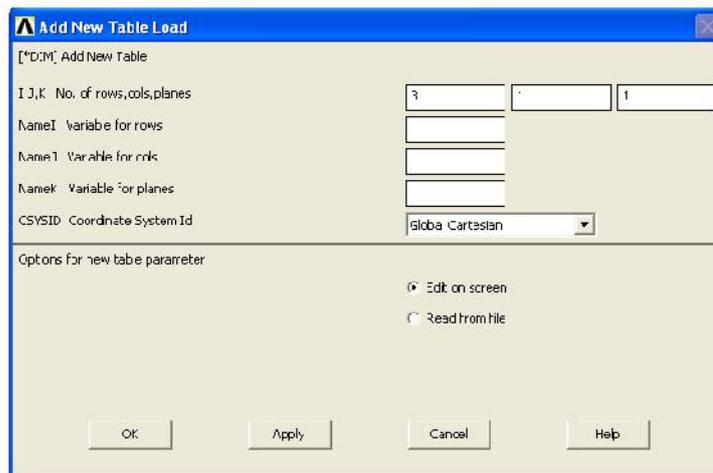


Figure 8. Introduction de la taille du tableau de préchargement

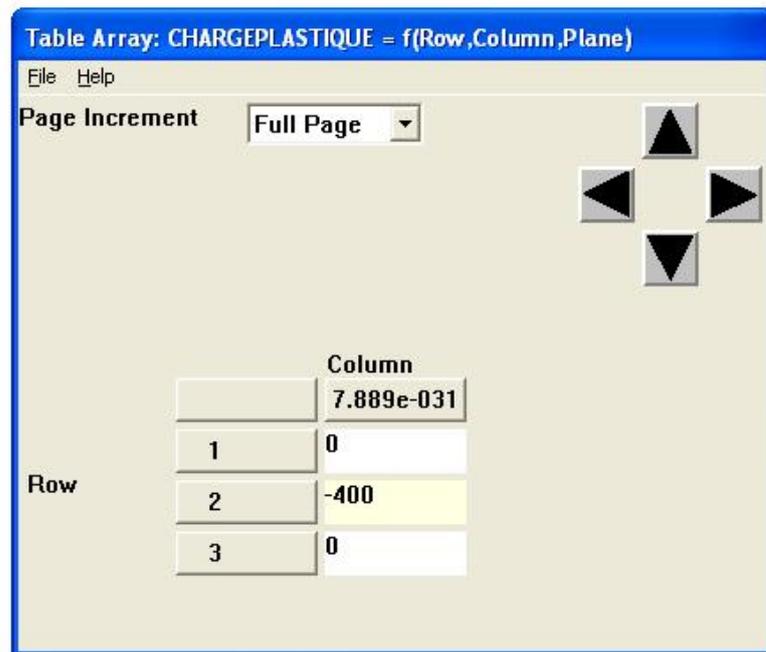


Figure 9. Introduction des précharges

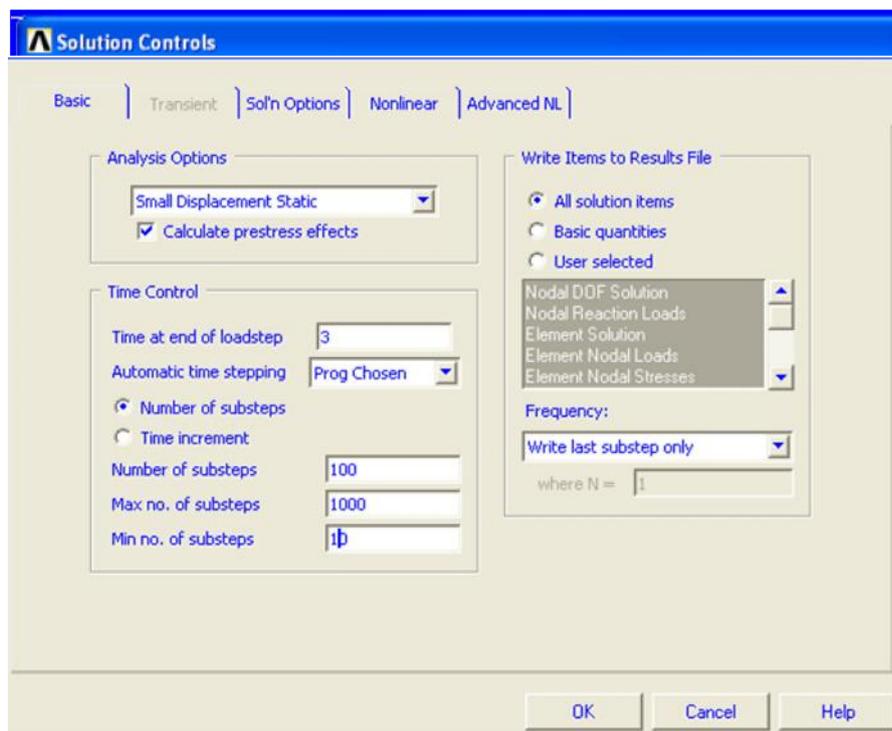


Figure 10. Réglages des paramètres de contrôle des solutions nonlineaires

II. CONTRAINTES RESIDUELLES ET NIVEAU DE PRECHARGEMENT

La plaque à trou centrale est soumise à un chargement plastique σ_{ap} selon les séquences montrées sur la figure 5. Notre étude a porté sur différents niveaux de préchargement et dépendant du matériau (partie plastique). Le tableau 2 résume les différents niveaux de préchargement pour chaque matériau. Le champ de contraintes important qui peut être pris en considération lors de la fissuration par fatigue est le champ suivant l'axe Y caractérisé par la contrainte σ_{yy} .

Tableau 2. Niveaux de préchargements

Alliages d'Aluminium	2024 T351	6061 T6	7075 T6
σ_p/σ_e	1.047	1.19	1.034
	1.102	1.23	1.077
	1.212	1.39	
	1.350		

II.1. Distribution des contraintes pour l'alliage d'aluminium 2024 T351

En fonction des différents préchargements appliqués, la distribution des contraintes résiduelles σ_{yy} est donnée par les figures 11 à 14. On remarque la contrainte au niveau de l'entaille (trou) est une contrainte de compression. Cette contrainte résiduelle devient plus importante en augmentant le niveau de préchargement. La profondeur des contraintes de compression à partir du bord du trou dépend aussi du niveau de préchargement.

La figure 15 résume la distribution du champ des contraintes résiduelles σ_y suivant l'axe X, chemin probable de la propagation de la fissure. Cette distribution montre que le niveau compressive des contraintes varie de 1.4 mm à 1.85 mm de profondeur pour les niveaux de préchargement " σ_p/σ_e " allant de 1.047 à 1.35. Au-delà de cette profondeur les contraintes deviennent de traction en passant par un maximum variant

respectivement de 51 MPa à 72 MPa à une profondeur de 2 mm du bord du trou. A partir de 12 mm de profondeur les contraintes s'annulent.

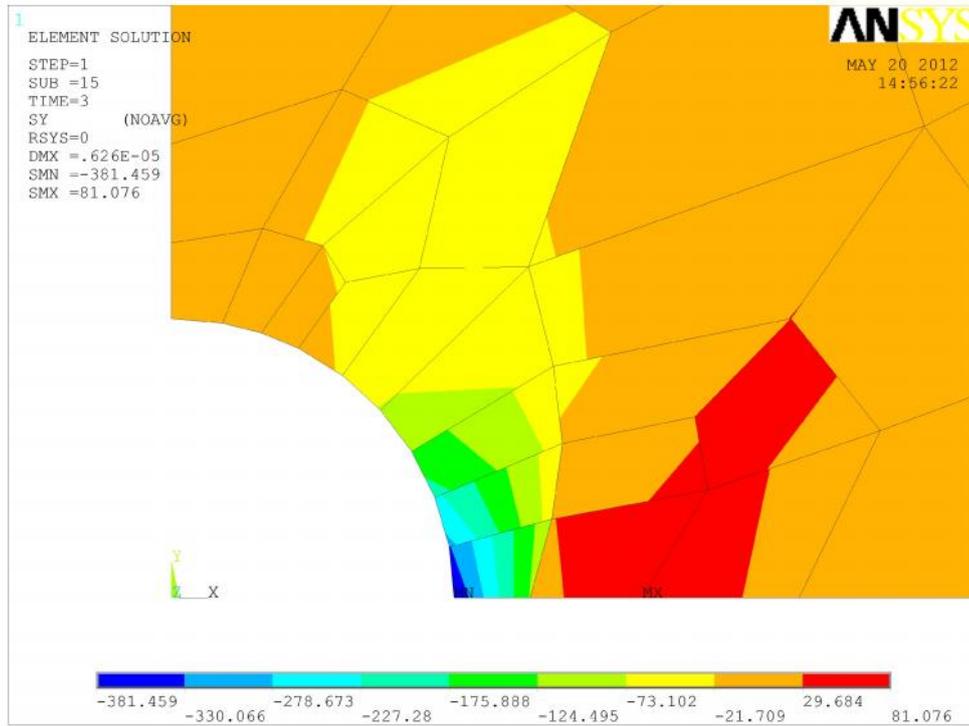


Figure 11 Distribution de la contrainte σ_y pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.047$ de l'éprouvette en alliage d'aluminium 2024 T351

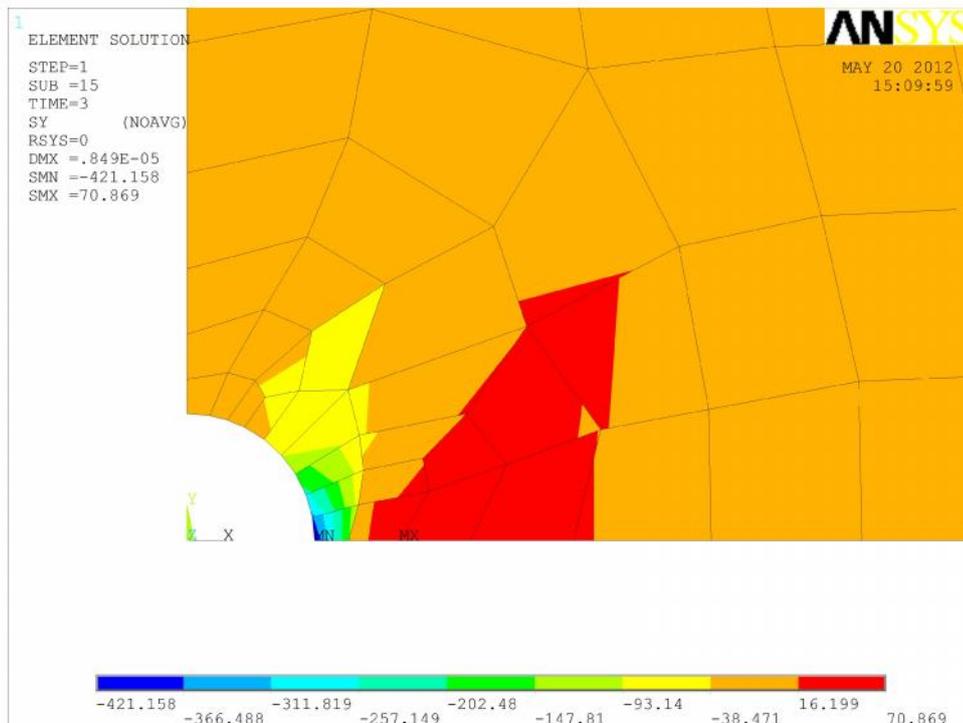


Figure 12. Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.102$ de l'éprouvette en alliage d'aluminium 2024 T351

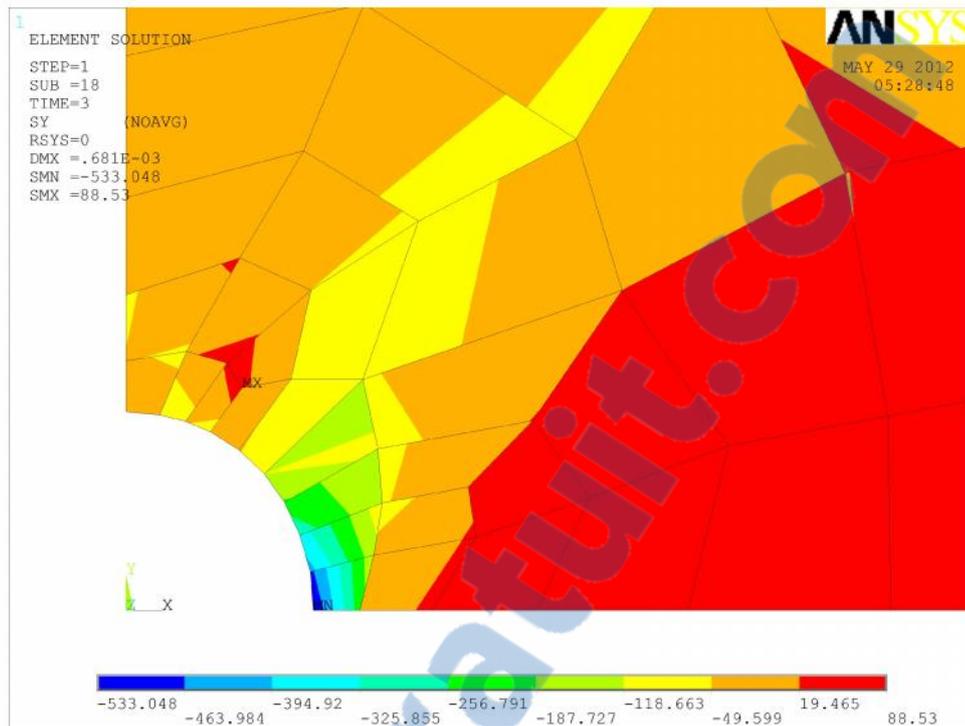


Figure 13 Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.212$ de l'éprouvette en alliage d'aluminium 2024 T351

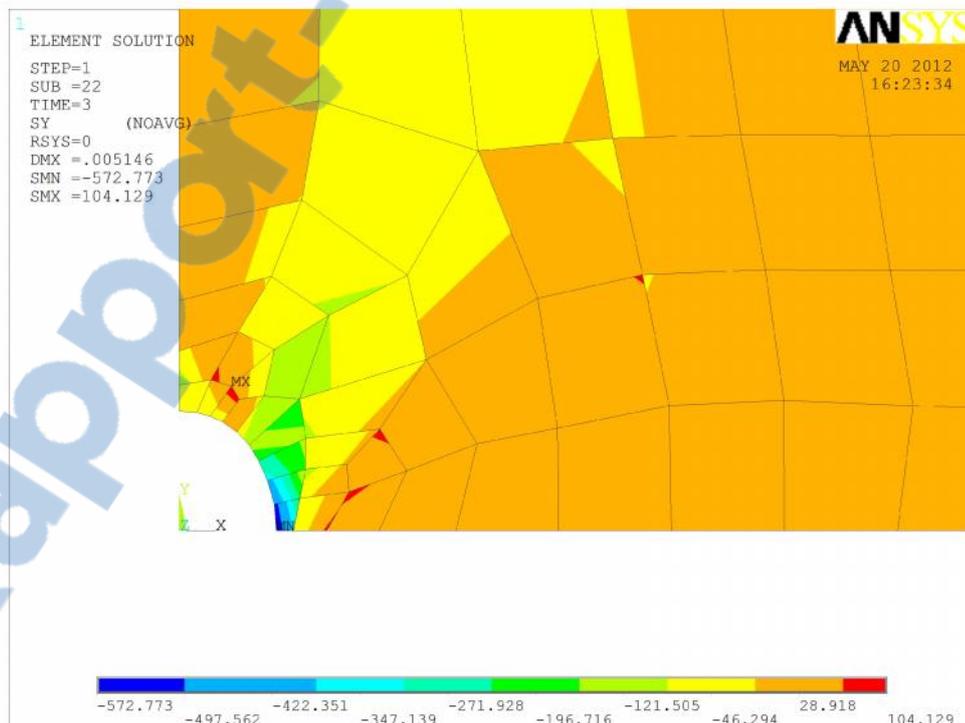


Figure 14 Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.350$ de l'éprouvette en alliage d'aluminium 2024 T351

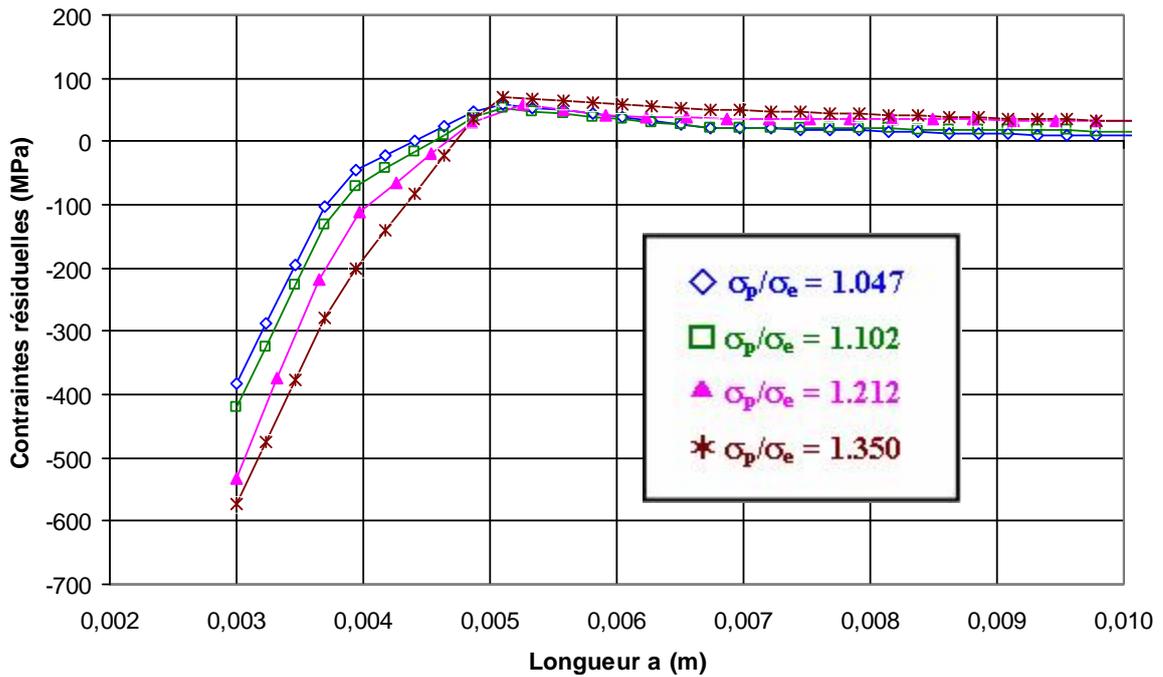


Figure 15. Distribution de la contrainte σ_y pour différent niveaux de préchargement suivant l'axe X de l'alliage d'aluminium 2024 T351

II.2 Distribution des contraintes pour l'alliage d'aluminium 6061 T6

Les distributions des contraintes résiduelles σ_{yy} pour différents préchargements sont données par les figures 16 à 18. L'effet du niveau de préchargement sur la variation de la contrainte résiduelle σ_{yy} suivant l'axe X est donnée sur la figure 19. On remarque toujours qu'au niveau du trou la contrainte est en état de compression maximale. Les contraintes sont de compression allant jusqu'à une profondeur variant de 1.57 mm à 1.72 du bord du trou. L'ordre des contraintes de compression au niveau du trou est montré sur la légende des figures 16 à 18. La contrainte résiduelle en état de tension est maximale à 2 mm de profondeur à partir toujours du bord du trou, elle est de l'ordre de 30 MPa.

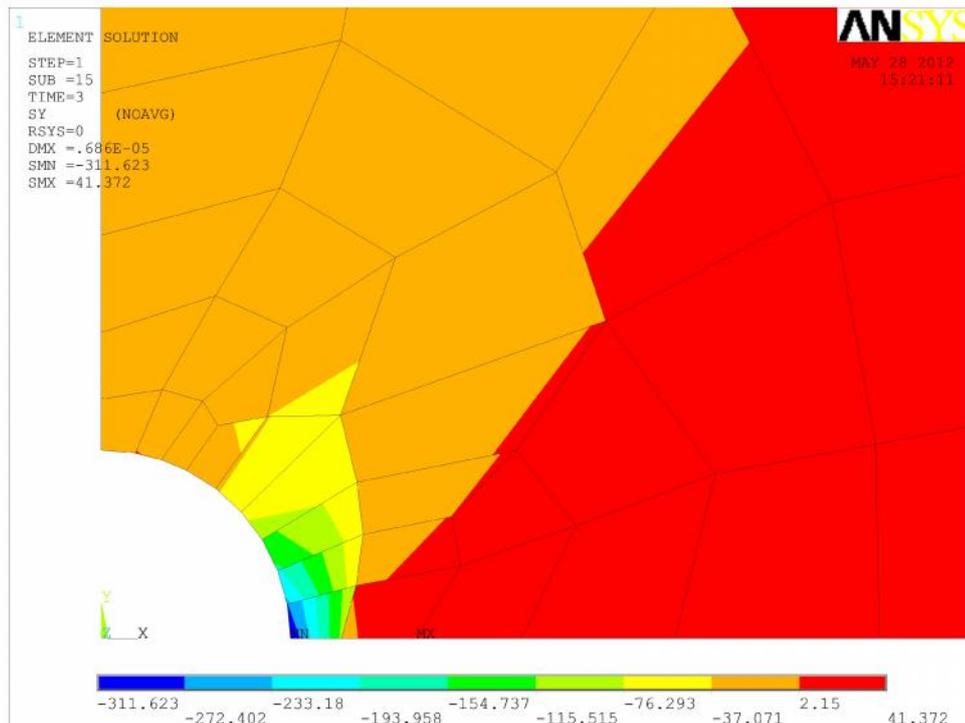


Figure 16. Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.19$ de l'éprouvette en alliage d'aluminium 6061 T6

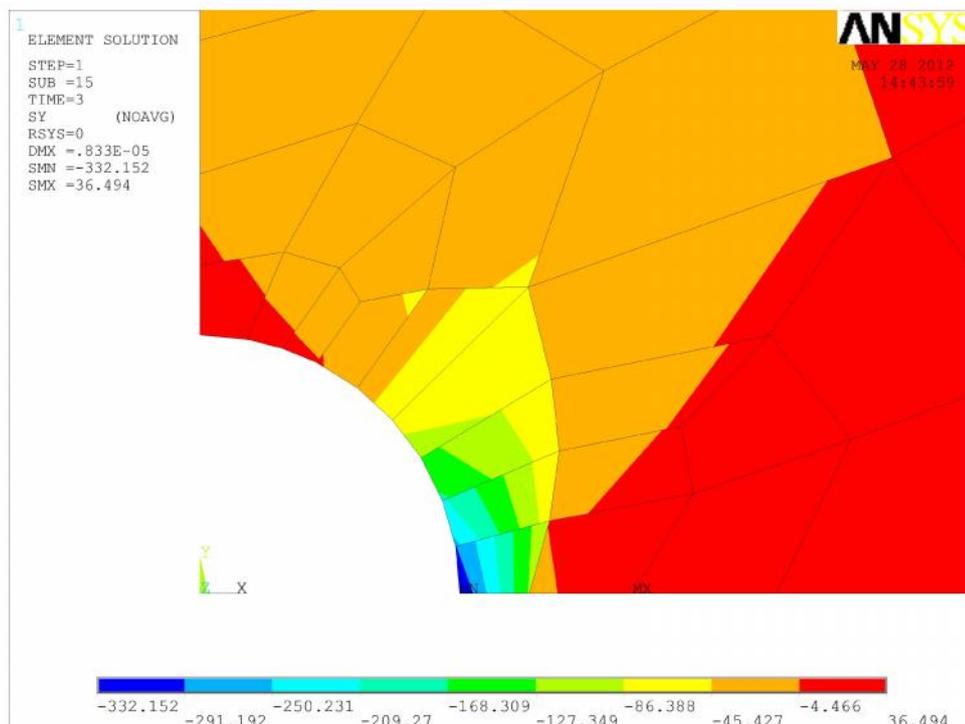


Figure 17. Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.23$ de l'éprouvette en alliage d'aluminium 6061 T6

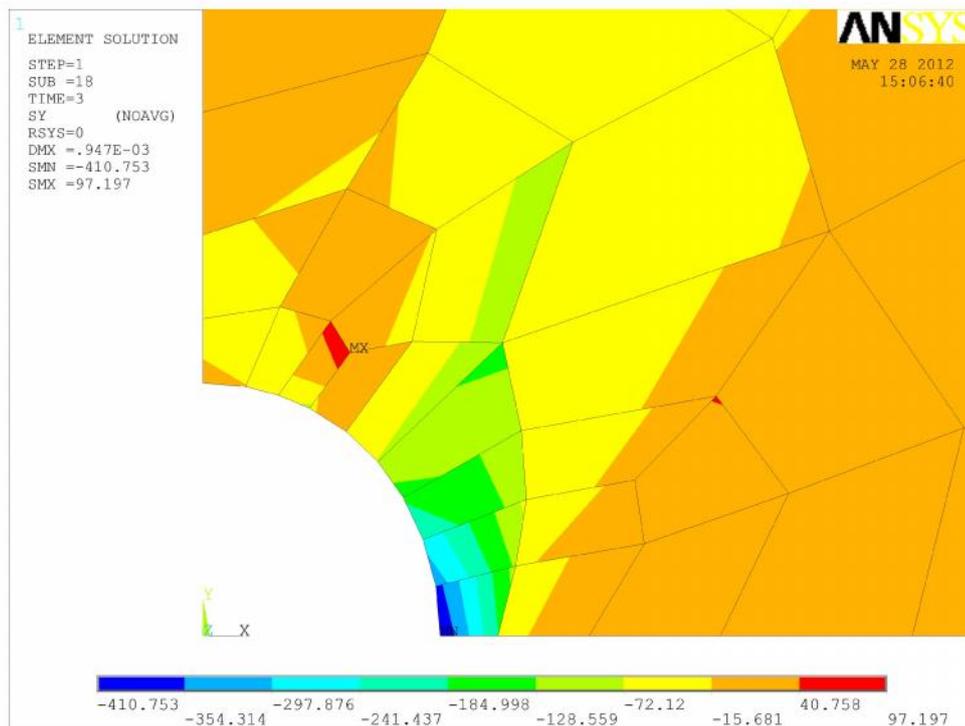


Figure 18. Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.39$ de l'éprouvette en alliage d'aluminium 6061 T6

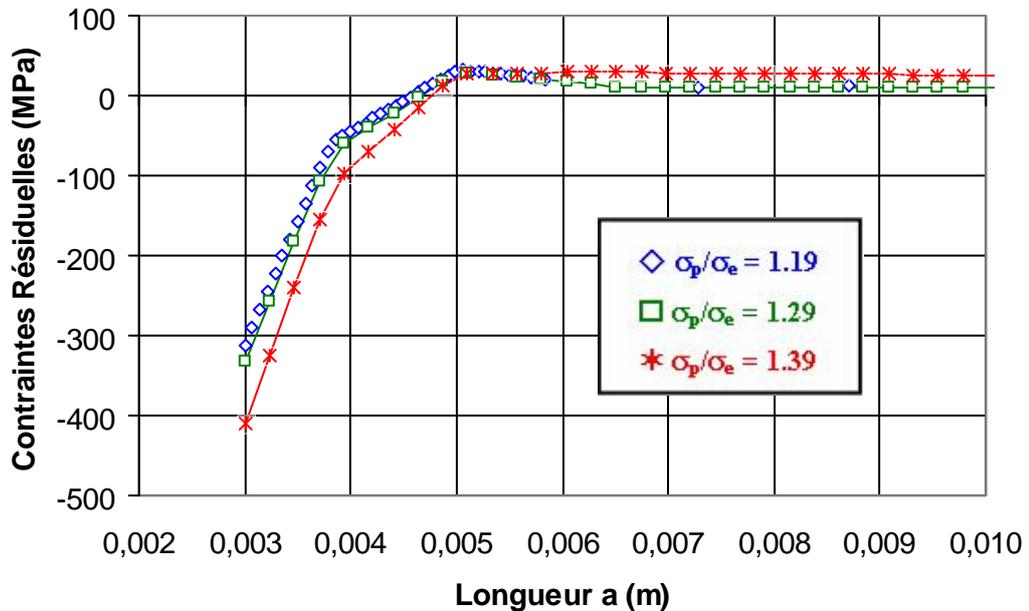


Figure 19. Effect du niveau de préchargement sur la distribution de la contrainte σ_{yy} pour l'éprouvette en alliage d'aluminium 6061 T6

II.3 Distribution des contraintes pour l'alliage d'aluminium 7075 T6

La distribution des contraintes résiduelles σ_{yy} pour un seul niveau de préchargement ($\sigma_p/\sigma_e = 1.034$) est donnée par la figure 20. La contrainte au niveau de l'entaille est de l'ordre de -571 MPa. Par contre pour un niveau de préchargement de ($\sigma_p/\sigma_e = 1.077$) (figure 21), la contrainte est de l'ordre de -592 MPa. La distribution des contraintes résiduelles pour les deux niveaux de préchargement est donnée par la figure 22. On remarque que la variation du niveau de préchargement n'a pas affecté la distribution des contraintes résiduelles (très faible influence), cela est dû à l'état du matériau caractérisé par sa partie plastique où le taux d'écrouissage est très faible (voir figure 4). Par la suite, le niveau de préchargement de ($\sigma_p/\sigma_e = 1.034$) est considéré dans l'analyse du comportement en fatigue de ce matériau.

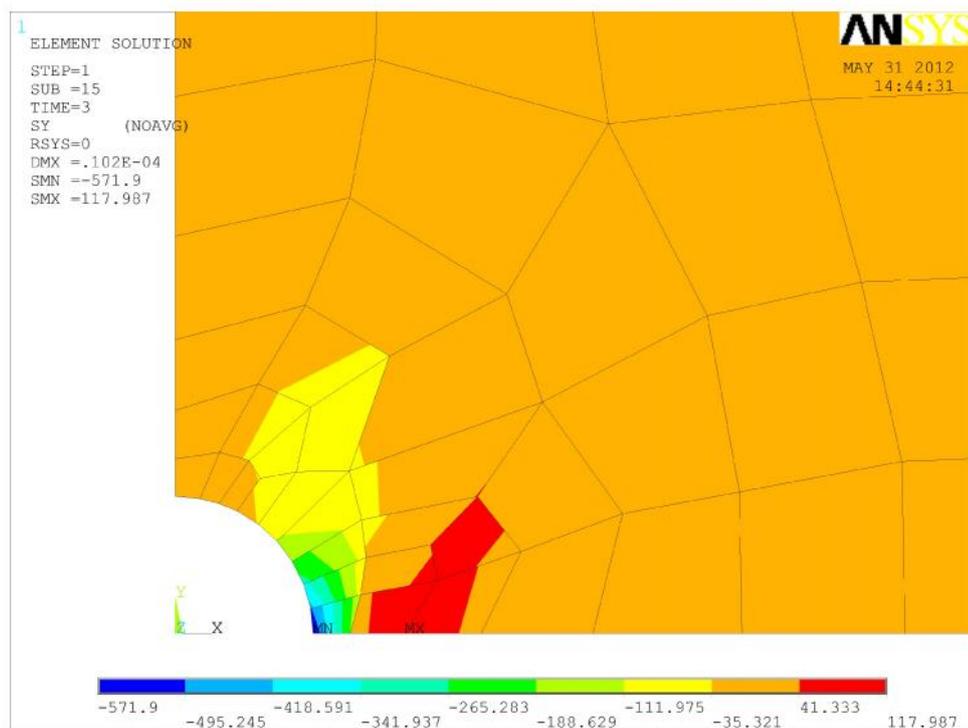


Figure 20 Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.034$ de l'éprouvette en alliage d'aluminium 7075 T6

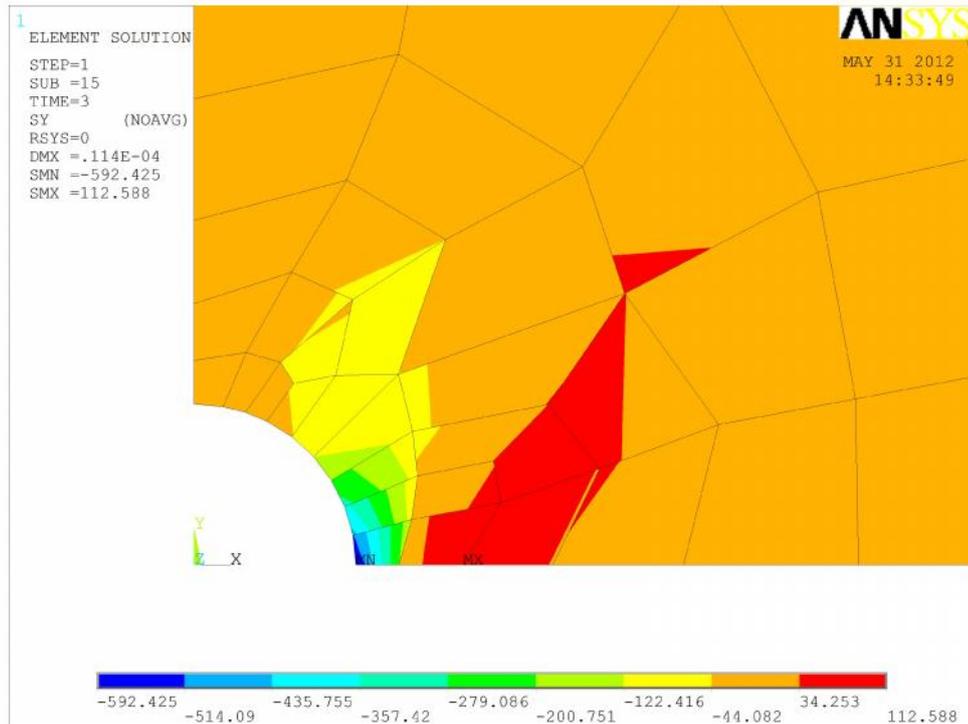


Figure 21. Distribution de la contrainte σ_{yy} pour $\sigma_p/\sigma_e = 1.077$ de l'éprouvette en alliage d'aluminium 7075 T6

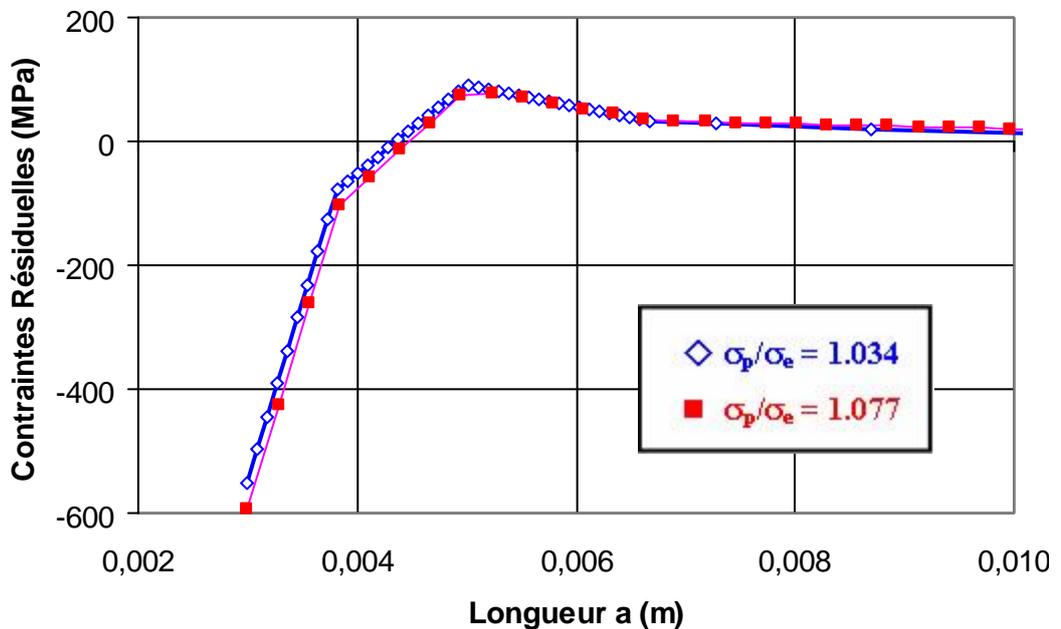


Figure 22. Effect du niveau de préchargement sur la distribution de la contrainte σ_{yy} pour l'éprouvette en alliage d'aluminium 7075 T6

CHAPITRE IV

RESULTATS & DISCUSSION

I. SIMULATION DE LA PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE

Dans cette partie nous présentons la simulation de la propagation des fissures de fatigue en absence et en présence des contraintes résiduelles générées par préchargement mécanique en traction sous l'environnement AFGROW

1.1. Présentation du code

AFGROW est un code de calcul permettant d'étudier la propagation des fissures de fatigue et la prévision de la durée de vie, développé par HARTER [37] pour le profit de la NASA. La version du code AFGROW utilisé, travail sous une interface sous Windows XP (figure 1).

Le code possède deux interfaces principales, l'interface "Matériaux" et l'interface "modèle géométrique". De plus il offre par des interfaces intermédiaires, d'introduire les spectres de chargement, les modèles de retard et les contraintes résiduelles. Il offre la possibilité d'introduire des matériaux différents et des résultats expérimentaux. L'introduction des modèles géométriques nouveaux nécessite l'élaboration des interfaces sous Microsoft Visual Basic. Les résultats sont sous forme graphique et données numériques de l'évolution de la longueur de la fissure $a = f(N)$ et de la vitesse de propagation $da/dN = f(\Delta K)$.

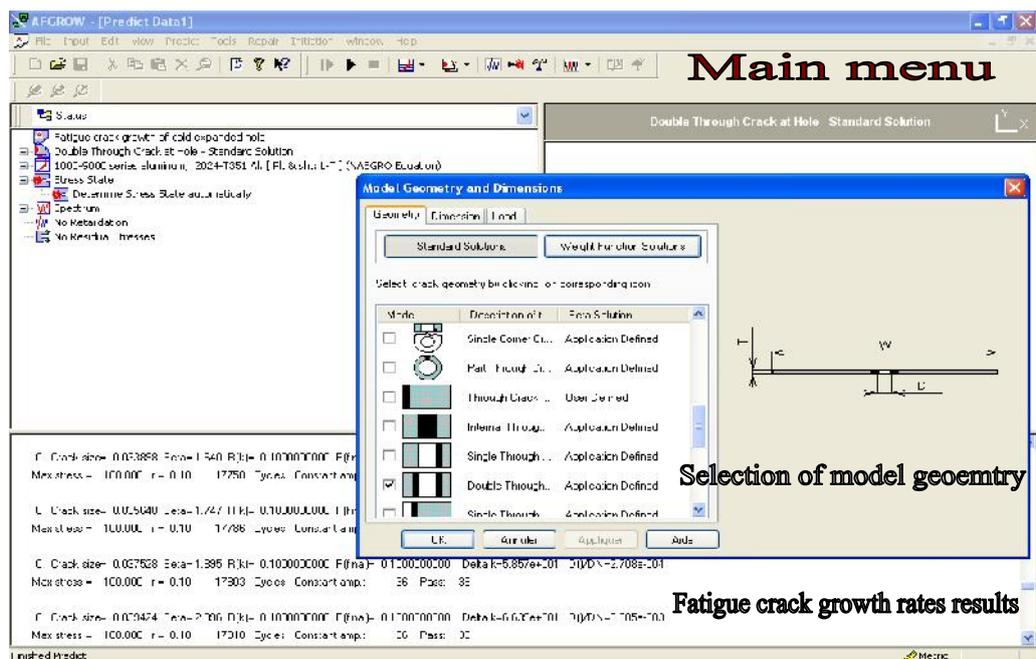


Figure 1. Interface du code AGROW

I.2 Géométrie et paramètres de chargement

Le modèle géométrique d'étude est une plaque percée en présence de deux fissures latérale "Double Through Crack at Hole" (figure 1, chapitre 3), soumise à un chargement uniforme en mode I. Le facteur d'intensité de contrainte ΔK pour la géométrie étudiée est exprimé par la relation:

$$\Delta K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot \beta \quad (1)$$

la fonction β (fonction de correction de géométrie) est une fonction de la longueur de la fissure et le rayon du trou, $\beta = f(a/r)$. La fonction β proposée par Newman [47] est implémenté dans le code AFGROW est de la forme :

$$\beta(a/r) = 1 - 0.15\lambda + 3.46\lambda^2 - 4.47\lambda^3 + 3.52\lambda^4 \quad (2)$$

Ou : $\lambda = \frac{1}{1 + (a/r)}$

Le spectre de chargement est à amplitude constante dont l'amplitude maximale est 150 MPa.

Les paramètres du modèle de propagation NASGRO pour les matériaux étudiés sont portés sur le Tableau 1.

Tableau 1. Paramètre du modèle de propagation utilisée par le modèle NASGRO

Alliages d'aluminium	ΔK_{tho} MPa \sqrt{m}	K_{IC} MPa \sqrt{m}	K_C MPa \sqrt{m}	n	P	q	C
2024 T351	2.857	37.36	74.72	3	0.5	1	1.707×10^{-10}
6061 T6	3.846	28.57	50.0	2.3	0.5	0.5	0.840×10^{-10}
7075 T6	3.297	29.67	59.34	2.947	0.5	1	0.211×10^{-10}

II. RESULTATS ET DISCUSSIONS

L'analyse des résultats obtenus sous chargement à amplitude constante en absence et en présence des contraintes résiduelles est conduite selon les étapes suivantes : Effet de l'amplitude de chargement et l'effet des contraintes résiduelles sur la prédiction de la durée de vie et la vitesse de propagation pour les différents matériaux.

II.1 Comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium 2024 T351

a- Effet de l'amplitude de chargement en présence des contraintes résiduelles

Le chargement appliqué, est effectué à $R=0.25$ pour un préchargement de ($\sigma_p/\sigma_y=1.047$). Le résultat montre que l'augmentation de l'amplitude du chargement cyclique a fait diminuer la durée de vie (figure 2). En fait pour les charges à amplitude maximale de 80 MPa et 150 MPa à un même rapport de charge $R = 0.25$, la durée de vie a passé de 116332 à 9042 cycles respectivement. Cette diminution s'explique aussi par l'augmentation de la contrainte moyenne (σ_m) des cycles appliqués en passant de 50 MPa à 93.75 MPa.

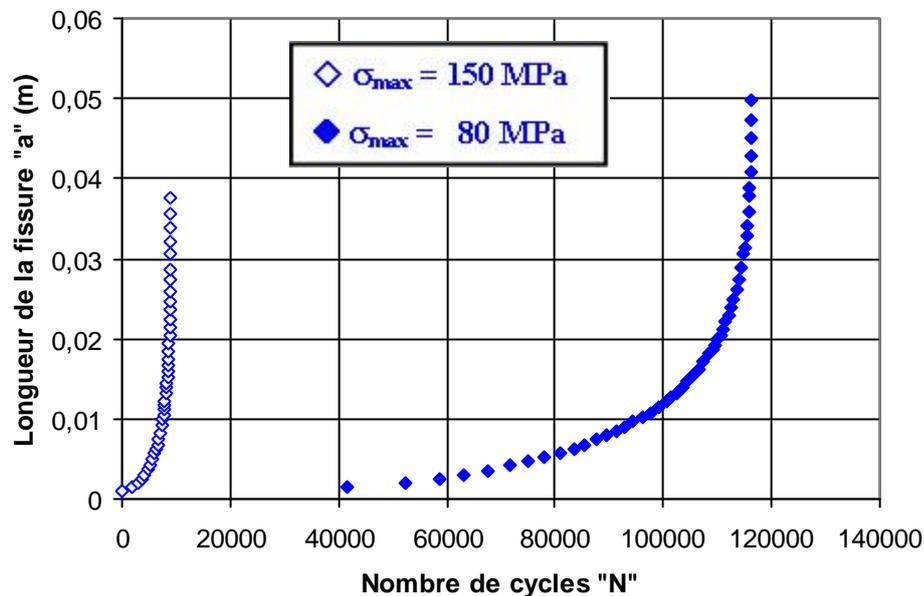


Figure 2. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium 2024 T351 à $R = 0.25$ en présence des contraintes résiduelles ($\sigma_p/\sigma_y = 1.047$)

b- Effet du niveau de préchargement sur la propagation des fissures de fatigue

La figure 3 montre l'effet des contraintes résiduelles induites par prédéformation. On remarque que l'augmentation du niveau de prédéformation caractérisé par le rapport de la charge plastique sur la limite élastique augmente la durée de vie en fatigue. A $\sigma_p/\sigma_y = 1.047$ ($\sigma_p= 380$ MPa), la durée de vie est de l'ordre de 9042 cycles par contre à $\sigma_p/\sigma_y = 1.102$ ($\sigma_p= 400$ MPa), la durée de vie est de 9624 cycles. Cette faible augmentation est due à la faible différence de charge de prédéformation qui est de l'ordre de 20 MPa.

La courbe montre aussi que la durée de vie en fatigue pour la structure fissurée en absence des contraintes résiduelles au niveau de l'entaille est supérieure à celle de la structure contenant des contraintes résiduelles. En fait le champ de contrainte résiduelle passe d'un état de contrainte de compression de -44.67 MPa au niveau de la pointe de la fissure à un état de traction maximale de 71.56 Mpa. Cette dernière a fait augmenter le facteur d'intensité de contrainte résiduelle K_r dont l'influence est directe sur l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte dû à la charge cyclique appliquée.

La figure 3 montre l'effet du niveau de prédéformation sur la durée de vie en fatigue. Le résultat montre que le passage d'un niveau de $\sigma_p/\sigma_y = 1.047$ à un niveau maximale $\sigma_p/\sigma_y = 1.350$ proche de la limite de la rupture, la durée de vie à augmenté de neuf fois. La distribution des contraintes résiduelles pour le niveau $\sigma_p/\sigma_y = 1.350$ est plus compressive (voir figure distribution des CR). A titre d'exemple, la contrainte résiduelle au niveau de la pointe de la fissure pour le niveau $\sigma_p/\sigma_y = 1.047$ est de -44.67 MPa par contre pour le niveau $\sigma_p/\sigma_y=1.350$, elle est de -200 MPa.

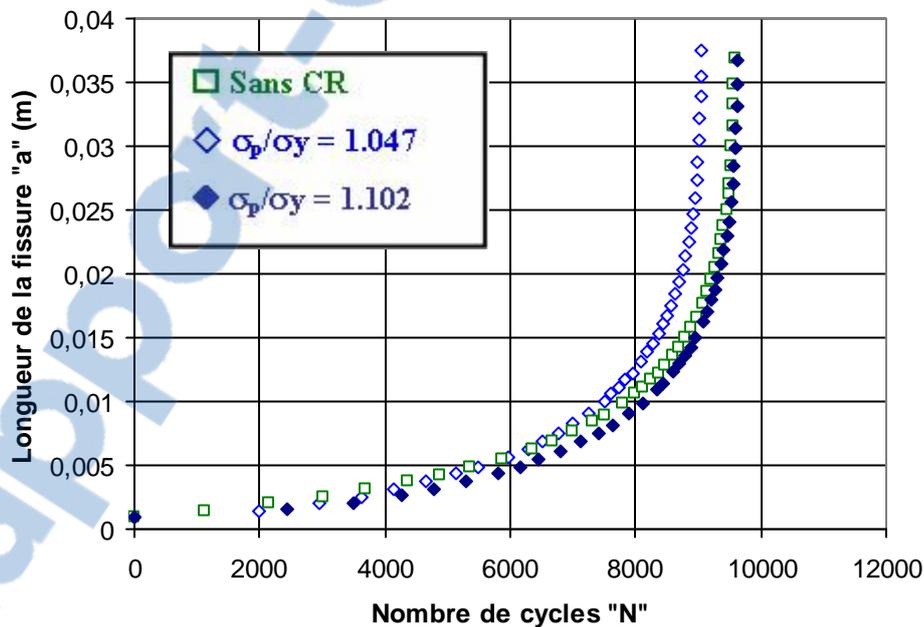


Figure 3. Comparaison de la durée de vie en fatigue en absence et en présence des contraintes résiduelles pour l'alliage d'aluminium 2024 T351 à R = 0.25

La variation de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK à travers des champs de contraintes résiduelles obtenus pour différents niveaux de préchargement est montrée par figure 4. Le résultat montre que la vitesse de fissuration dépend de la grandeur des contraintes résiduelles de compression développées au niveau de l'entaille (trou).

On remarque que la vitesse de fissuration augmente tout en diminuant le niveau de prédéformation. Pour un niveau de préchargement σ_p/σ_y de 1.350, la vitesse est de l'ordre de 1.6×10^{-9} m/cycle au début de la fissuration; par contre pour un niveau faible c.a.d à $\sigma_p/\sigma_y=1.047$, la vitesse est de 1.75×10^{-7} m/cycle. Cette diminution est influencée par la diminution du facteur d'intensité de contraintes résiduelles K_r dont la variation est montrée par la figure 5. Le facteur K_r est passé de $-13,83 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à $-4,65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. En absence des contraintes résiduelles, la vitesse de fissuration est de l'ordre de 3.83×10^{-7} m/cycle.

La présence des contraintes résiduelles affecte aussi le rapport de charge. La figure 6 montre la variation du rapport de charge durant la propagation de la fissure de fatigue en présence des contraintes résiduelles. La présence des contraintes résiduelles de compression diminue le rapport de charge d'où diminution de la vitesse de fissuration déjà montrée sur la figure 4.

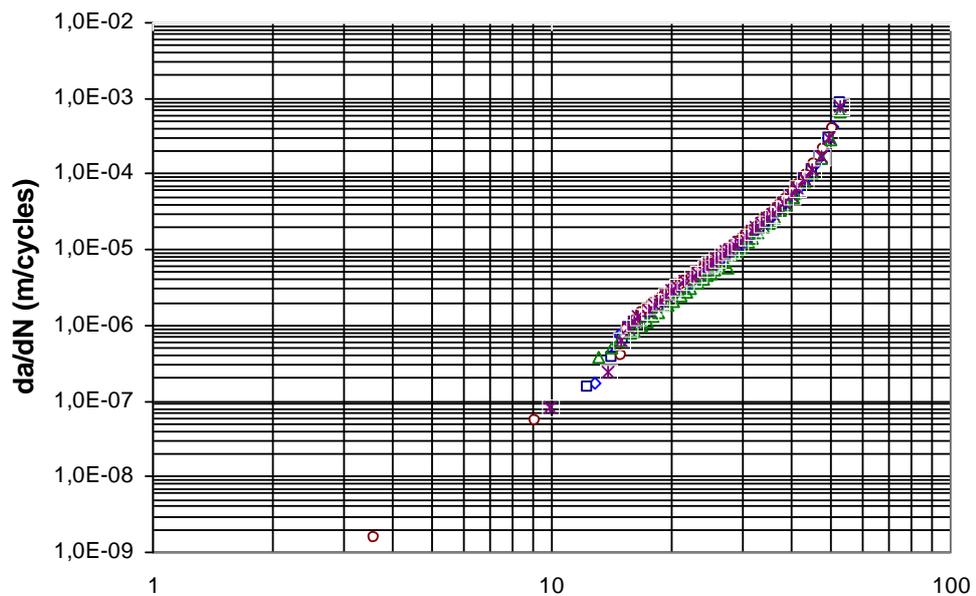


Figure 4. Effet du niveau de prédéformation plastique sur la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 2024 T351 à $R = 0.25$

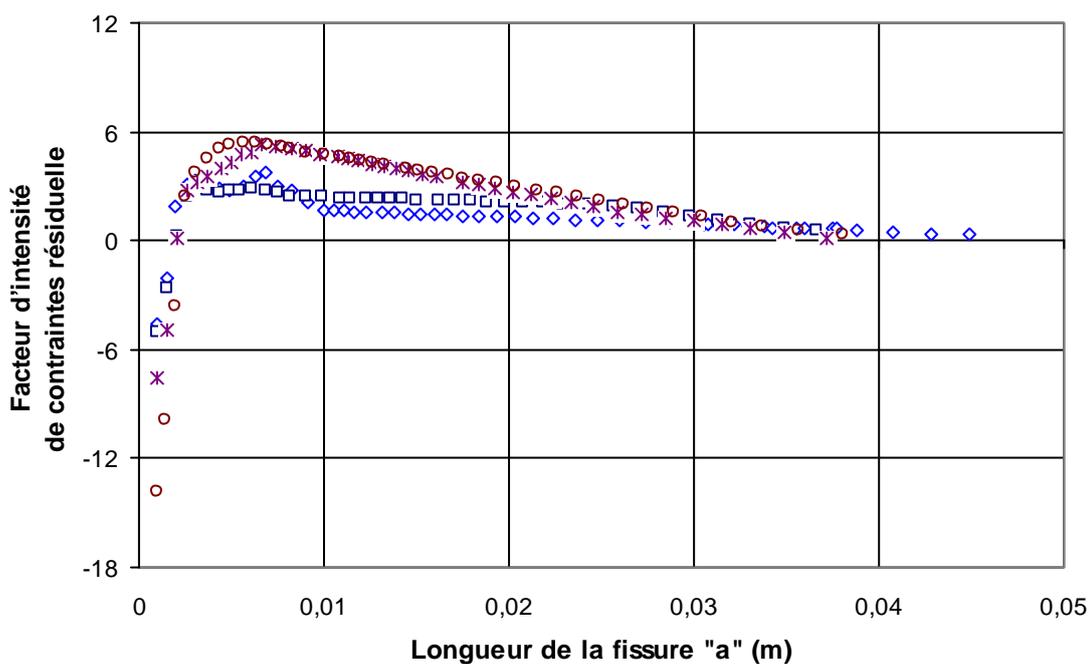


Figure 5. Variation du facteur d'intensité de contraintes résiduelles K_r pour différents niveaux de prédéformation de l'alliage d'aluminium 2024 T351

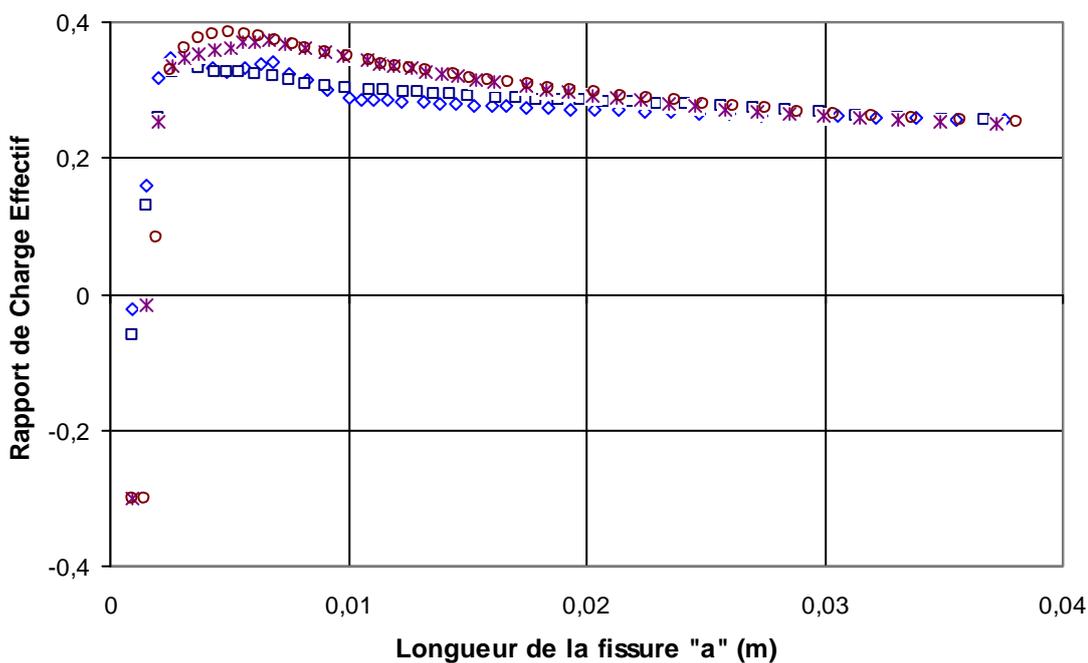


Figure 6. Variation du rapport de charge effectif pour différents niveaux de prédéformation de l'alliage d'aluminium 2024 T351

II.2 Comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium 6061 T6

a- Effet de l'amplitude de chargement en présence des contraintes résiduelles

Le chargement appliqué est effectué à un rapport de charge de 0.25.

On remarque l'effet des contraintes résiduelles induites par prédéformation sur la durée de vie en fatigue de la plaque trouée en alliage d'aluminium 6061 T6 (figure 7). Le même effet est constaté comparativement au comportement en fatigue de l'alliage 2024 T351 où la durée de vie a augmenté en présence des contraintes résiduelles. Le passage d'un niveau de préchargement de 1.19 ($\sigma_p = 300$ MPa) à 1.39 ($\sigma_p = 345$ MPa) a augmenté la durée de vie en fatigue de 4400 cycles.

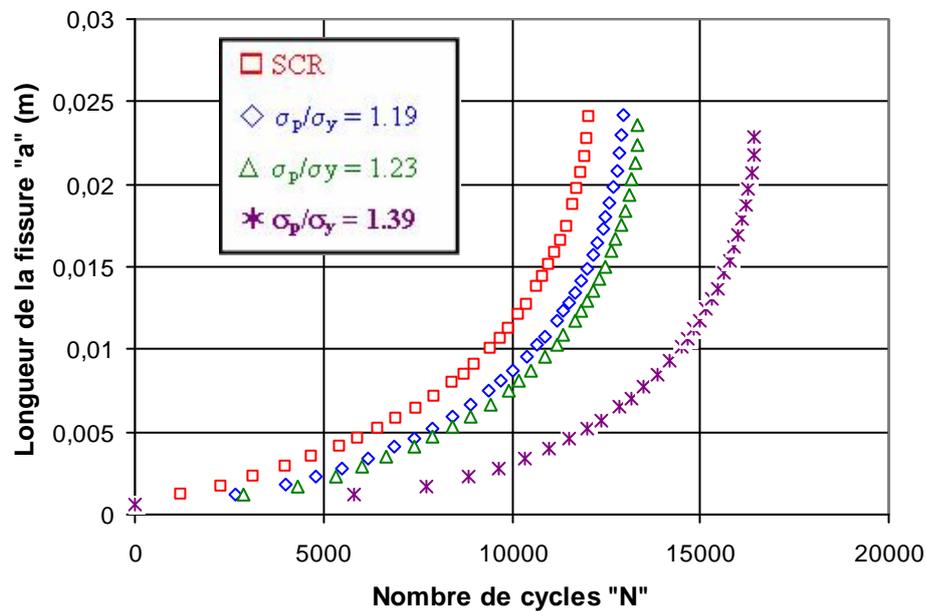


Figure 7. Comparaison de la durée de vie en fatigue en absence et en présence des contraintes résiduelles pour l'alliage d'aluminium 6061 T6 à R = 0.25

b- Effet du niveau de préchargement sur la propagation des fissures de fatigue

L'effet des contraintes résiduelles induites par préchargement sur la vitesse de propagation pour l'alliage d'aluminium 6061 T6 est montré sur la figure 8. L'effet est significatif au début de la fissuration où les contraintes résiduelles sont de compression. Comparativement par rapport à l'état sans contraintes résiduelles, la vitesse de fissuration pour un niveau de préchargement de 1.19 (σ_p/σ_y) a diminué de 30%. A un niveau plus élevé ($\sigma_p/\sigma_y=1.37$) la vitesse de fissuration a diminué de 286%. Les diminutions des vitesses de fissuration sont liées à la diminution du facteur d'intensité de contraintes résiduelles K_r dont la variation de ce dernier est montrée sur

la figure 9. A partir de la longueur de fissure 3.37 mm, le facteur d'intensité de contraintes résiduelles K_r pour le niveau 1.37 est supérieur à celui des autres niveaux de prédéformations. Cette augmentation est due aux contraintes résiduelles de traction dans cette zone (3.37 à 20 mm).

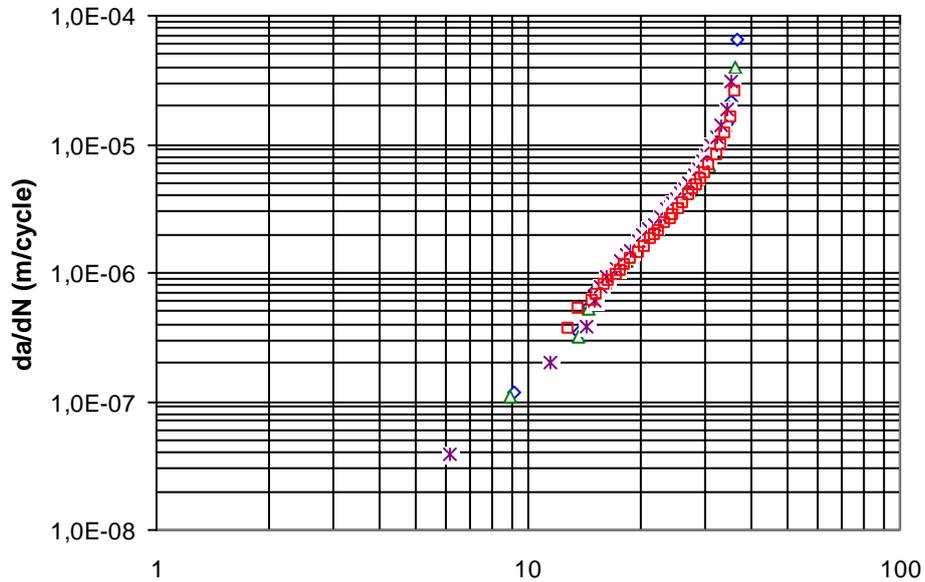


Figure 8. Effet du niveau de prédéformation plastique sur la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 6061 T6 à $R = 0.25$

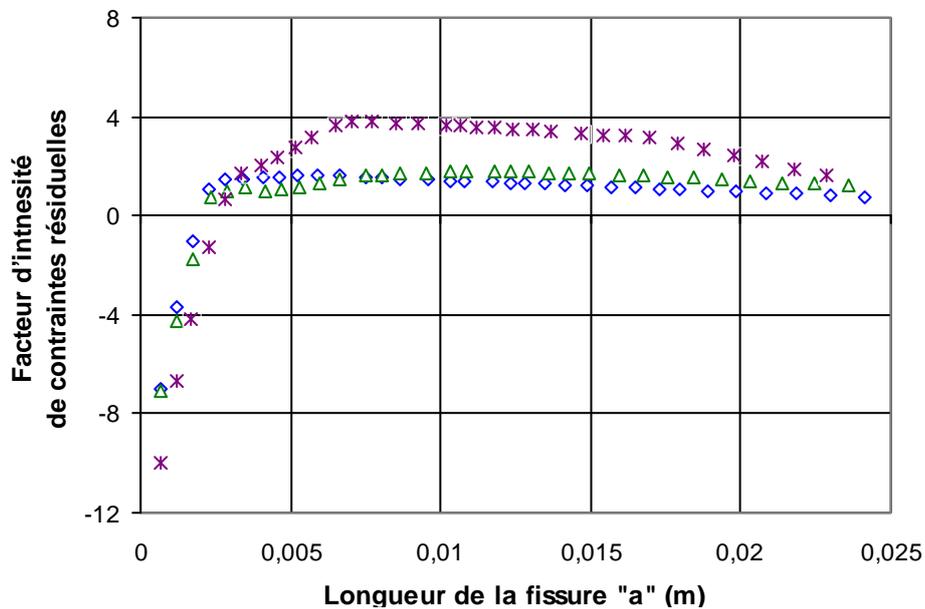


Figure 9. Variation du facteur d'intensité de contraintes résiduelles K_r pour différents niveaux de prédéformation de l'alliage d'aluminium 6061 T6

II.3 Comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium 7075 T6

a- Effet de l'amplitude de chargement en présence des contraintes résiduelles

Le chargement cyclique appliqué pour ce matériau est de 200 MPa

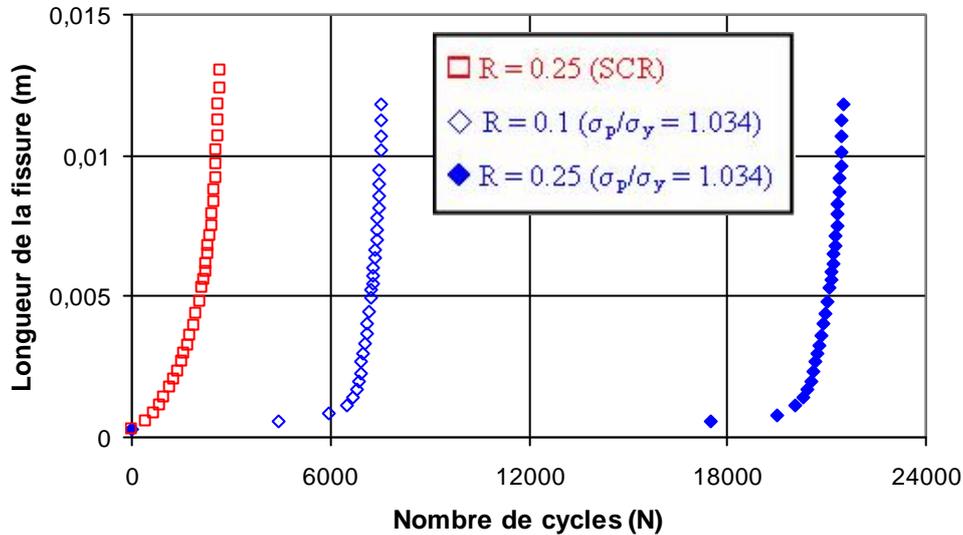


Figure 10. Comparaison de la durée de vie en fatigue en absence et en présence des contraintes résiduelles pour l'alliage d'aluminium 7075 T6 et effet du rapport de charge

Comparativement par rapport à l'éprouvette saine, la durée de vie en fatigue pour l'éprouvette en alliage d'aluminium 7075 T6 contenant des contraintes résiduelles ($\sigma_p/\sigma_y=1.034$) a passé de 2665 cycles à 21480 cycles ce qui présente un retard d'environ 19000 cycles (figure 10). En présence des contraintes résiduelles de prédéformation, l'augmentation du rapport de charge a augmentée la durée de vie en fatigue.

b- Effet du niveau de préchargement sur la propagation des fissures de fatigue

La figure 11 représente la variation de la vitesse de fissuration en fonction du facteur d'intensité de contraintes pour l'alliage d'aluminium 7075 T6 pour un seul niveau de prédéformation ($\sigma_p/\sigma_y=1.034$). A un rapport de charge $R=0.25$, la vitesse de fissuration a passé de 4.75×10^{-7} m/cycle à 4.23×10^{-9} m/cycle en introduit des contraintes résiduelles et plus précisément les contraintes résiduelles de compression au niveau de l'entaille (trou). L'effet du rapport de charge "R" sur la vitesse de

fissuration est plus marquant à partir de $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ où les contraintes résiduelles sont atténuées (voir distribution des contraintes résiduelles). L'évolution du rapport de charge effectif "Reff" suivant la longueur de la fissure est représentée sur la figure 12 pour $R=0.1$ et $R=0.25$. Cette évolution en fonction du niveau de prédéformation induit, montre que les contraintes résiduelles sont dominantes par rapport au rapport de charge "R" au début de la fissuration. A partir de la longueur de fissure $a=2 \text{ mm}$, le rapport de charge effectif est de l'ordre de 4. A la position indiquée ($a=2 \text{ mm}$) les contraintes résiduelles sont de traction et maximales ($\sigma_r=100 \text{ MPa}$) (figure distribution des contraintes résiduelles 7075 T6). Les rapports de charges effectifs se stabilisent à 0.3 et 0.11 respectivement pour R égale à 0.25 et 0.1.

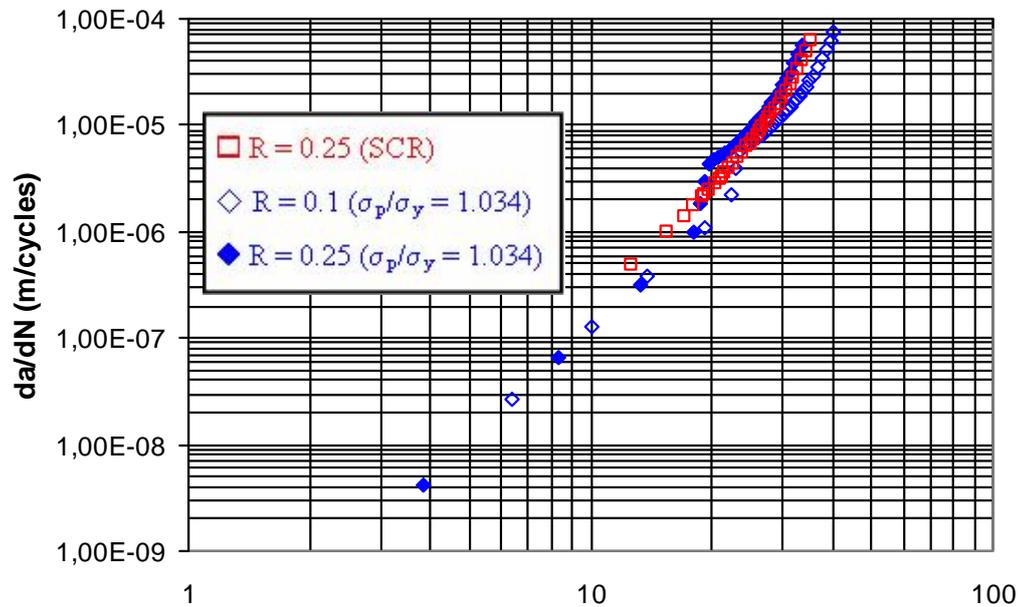


Figure 11. Variation de la vitesse de fissuration en présence des contraintes résiduelles et effet du rapport de charge pour l'alliage d'aluminium 7075 T6

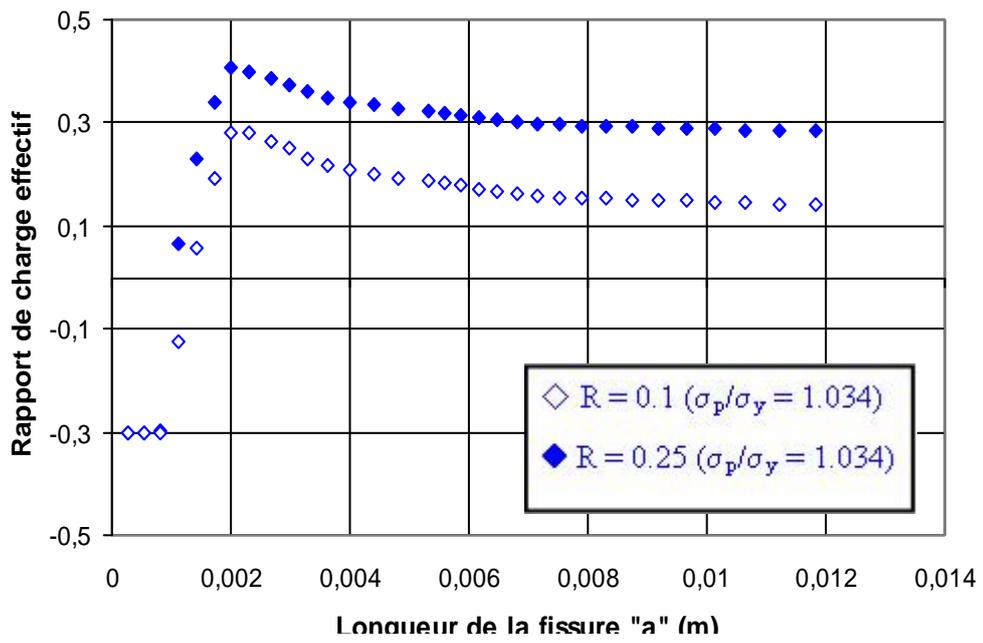


Figure 12. Evolution du rapport de charge effectif en fonction du rapport de charge appliqué pour l'alliage d'aluminium 7075 T6

CONCLUSION
GENERALE

CONCLUSION GENERALE

Cette étude a été conduite en vue de simuler la propagation des fissures de fatigue à travers un champ de contraintes résiduelles généré par préchargement mécaniques d'une plaque troué. Les alliages d'aluminium à durcissement structural (2024 T351, 6061 T6 et le 7075 T6) ont fait l'objet de la présente investigation.

Le champ de contraintes résiduelles généré, est obtenu numériquement par la méthode des éléments finis sous environnement ANSYS version 11. La distribution des contraintes résiduelles dépend du niveau de chargement plastique où des contraintes résiduelles de compression au niveau du bord du trou sont importantes.

La plaque étant soumise à un effort cyclique de traction, le chemin de propagation de la fissure étant l'axe X perpendiculaire à l'effort appliqué d'où la distribution σ_{yy} .

Le résultat a montré que la profondeur des contraintes résiduelles de compression dépend du niveau de préchargement.

La fissuration par fatigue en présence des contraintes résiduelles générées par préchargement mécanique en traction est étudiée sous l'environnement AFGROW.

L'analyse des résultats obtenus sous chargement à amplitude constante en absence et en présence des contraintes résiduelles a montré que :

- ◇ L'augmentation de l'amplitude de chargement cyclique diminue la durée de vie de fatigue.
- ◇ En présence des contraintes résiduelles de compression au niveau du trou, la durée de vie à diminuer.
- ◇ La vitesse de fissuration est fortement affectée par la présence des contraintes résiduelles et dépend du facteur d'intensité de contraintes résiduelles K_r déterminé numériquement.
- ◇ La variation du rapport de charge effective " R_{eff} " montre aussi l'effet bénéfique des contraintes résiduelles de compression et néfaste des contraintes résiduelles de tension.

- ◇ L'augmentation du rapport de charge en présence des contraintes résiduelles (même niveau) présente le même effet qu'en absence des contraintes résiduelles.

De plus l'analyse des résultats obtenus montre que les alliages de la série 2000 et 7000 offrent une meilleure résistance à la fissuration par fatigue comparativement à la série 6000.

En perspective, l'effet des contraintes résiduelles générés par d'autre méthodes ouvre un autre champ d'investigation sur l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue.

Rapport-Gratuit.com

REFERENCES

BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] Mécanique de la rupture", <http://www.unit.eu>. Septembre 2007.
- [2] R.H. Oskouei, R.N. Ibrahim (2010) "The effect of typical flight temperatures on the fatigue behavior of Al 7075-T6 clamped plates".
- [3] R. Fortunier, "Comportement Mécanique des Matériaux", 1985.
- [4] H.M. Westergaard, "Bearing pressures and cracks". Transactions ASME, Journal App. Mech., A 49, 1939.
- [5] G.R. Irwin, "Analysis of stresses and strains near the end of crack traversing a plate", J. of Appl. Mech. Transactions, pp.361-364, 1957.
- [6] Y. Murakami et al., "Stress intensity factors handbook". Pergamon Press, 1987.
- [7] Hoepfner, D.W., "Industrial Significance of Fatigue Problems", ASM Handbook, Fatigue and Fracture, vol. 19, p 1, 1996.
- [8] Paris, P.C., Gomez, M.P., and Anderson, W.P., "A rational analytic theory of fatigue", The Trend Eng, vol. 13, pp 9-14, 1961.
- [9] S. Suresh, "Fatigue of materials". Cambridge University Press, 1998.
- [10] Klesnil, Lukas, "Effect of stress cycle asymmetry on fatigue crack growth' Mater. Sci. Engng. 9 (1972) pp 231-240.
- [11] R. Cazaud, G. Pomey, P. Rabbe, C. Janssen, "La fatigue des matériaux". Ed. Dunod 1969.
- [12] S. M. Beden, S. Abdullah, A. K. Ariffin, "Review of fatigue crack propagation models for metallic components". European Journal of Scientific Research, 28(3), pp.364-397, 2009.
- [13] Forman, R. G., 1972. "Study of fatigue crack initiation from flaws using fracture mechanics theory". Engineering Fracture Mechanics. 4(2), pp. 333–345.
- [14] R.G. Forman, S. R. Mettu, "Behavior of surface and corner cracks subjected to tensile and bending loads in Ti-6Al-4V alloy" Fracture Mechanics 22nd Symposium, vol. 1, ASTM STP 1131, H.A. Ernst, A. Saxena, D.L. Mc Dowell, eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992.
- [15] M. Bellet, J. L. Chernot, L. Fourment, E. Massoni, P. Montmitonnet. "Eléments finis et mise en forme des métaux". Séminaire de plasticité, Sophia Antipolis, 26-30 Septembre 1994.

- [16] Nelson.D.V., Residual Stress Effects in Fatigue, ASTM STP 776,American Society for Testing and Materials.
- [17] Parker.A.P., Residual Stress Effects in Fatigue, ASTM STP 776,American Society for Testing and Materials.
- [18] Besuner.P.M., Harris.D.O. and Thomas.J.M., “A Review of Fracture Mechanics Technology,” NASA Contractor Report 3957,NASA, 1986.
- [19] Leis.B. “Effect of Surface Conditioning and Processing on Fatigue Performance,” ASM Hand book, Fatigue and Fracture, v 19, 1997.
- [20] SAE .Fatigue Design and Evaluation Steering Committee, Fatigue Design Handbook, 3rd edition, Society of Automotive Engineers,1997.
- [21] Stephens.R.I., Fatemi.A., Stephens.R.R., Fuchs.H.O. “Metal Fatigue in Engineering” John Wiley & Sons, New York, 2001.
- [22] Pavier, M.J., Poussard, C.G.C. and Smith, D.J., “A Finite Element Simulation of the Cold Working Process for Fastener Holes” Journal of Strain Analysis, Vol. 32, No. 4, 1997, pp. 287-300.
- [23] FTI, Extending the Fatigue Life of Metal Structures, Materials Testing, Fatigue Technology Inc., 150 Andover Park West, Seattle, Washington, 1991
- [24] Hsu.Y.C. and Forman.R.G., “Elastic-Plastic Analysis of an Infinite Sheet Having a Circular Hole under Pressure,” Journal of Applied Mechanics
- [25] Rich.D.L. and Impellizzeri.L.F., “Fatigue Analysis of Cold-Worked and Interference Fit Fastener Holes,” Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Crack Growth
- [26] Chen. P.C.T., “A New Method of Predicting Residual Stresses in Autofrettaged Gun Barrels,” Technical Report ARCCB-TR-86012,US Army Armament Research and Development Center, Watervliet, 1986
- [27] Zhu.W. and Zha.Z., “An Elastic-Plastic Analysis of Autofrettaged Thick-Walled Cylinders,” Acta Mech. Sinica
- [28] Poussard.C., Pavier.M.J. and Smith.D.J., “Analytical and Finite Element Predictions of Residual Stresses in Cold Worked Fastener Holes,” Journal of Strain Analysis, Vol. 30, No. 4, 1995.
- [29] Dj. Baouche, “Validation numériques des paramètres de fissuration en elasto-plastique” Thèse de doctorat 1998 Université Clermont Ferrand..
- [30] A. Wahab, G.R. Rohrsheim, J.H. Park. “Experimental study on the influence of overload induced residual stress field on fatigue crack growth in aluminum alloy”. Journal of Materials Processing Technology. 153-154: 945-951, 2004.
- [31] S. Suresh, R.O. Ritchie, “On the influence of fatigue underload on cyclic crack growth at low stress intensities”. Materials Sciences and Engineering, 51: 61-69, 1981.
- [32] Underwood, J.H., Pook, L.P. and Sharples, J.K., Flaw Growth and Fracture, ASTM STP 631, American Society for Testing and Materials, 1977, pp. 402-415.

- [33] M.D. Halliday, J.Z. Zhang, P. Poole and P. Bowen. "In situ SEM observations of the contrasting effects of an overload on small fatigue crack growth at two different load ratios in 2024-T351 aluminium alloy". *Int. J. Fatigue* Vol. 19, No. 4, pp. 273-282, 1997
- [34] Chandawanich, N. and Sharpe, Jr., W.N., "An Experimental Study of Fatigue Crack Initiation and Growth from Coldworked Holes," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 11, 1979, pp. 609-620.
- [35] Fukuda, S. and Tsuruta, Y. *Transactions of JWRI*, Vol. 7, 1978, pp.67.
- [36] Lam, Y.C. and Lian, K.S., "Effect of Residual Stress and its Redistribution on Fatigue Crack Growth," *Theoretical Applied Fracture Mechanics*, Vol. 12, No. 1, 1989, pp. 59-66.
- [37] Harter, J.A., "AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP", Version 4.0011.14., Air Force Research Laboratory, 2006.
- [38] C. Mokhdani. "Amorçage et propagation de fissures de fatigue dans un acier pour tubes de transport de gaz : Identification des lois de d'endommagement et application aux structures tubes sous pression interne ". Thèse de Doctorat en Sciences et Génie des Matériaux, Ecole des Mines de Paris, 1995.
- [39] J.E. LaRue, S.R. Daniewicz, "Predicting the effect of residual stress on fatigue crack growth". *International Journal of Fatigue* 29, pp 508-515, 2007.
- [40] K. Jones, M. Dunn, "Predicting fatigue crack growth from a preyielded hole". *International Journal of Fatigue* 31, pp 223-230, 2009.
- [41] L. Pintschovius, V. Jung, E. Macherauch, O. Vöhringer. "Residual stress measurements by means of neutron diffraction". *Materials Sciences Engineering*, 61(1): 43-50, 1983.
- [42] M. Benachour. "Simulation d'une avancée d'une fissure de fatigue à travers un champ de contraintes résiduelles. Thèse de Doctorat, Université » de Sidi Bel Abbes, 2008.
- [43] K. Jones, M. Dunn, "Fatigue crack growth through residual stress field introduced by plastic beam bending". *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 31, pp , 2008.
- [44] S. Mahmoud, K. Lease, "Two-dimensional and three-dimensional finite element analysis of critical crack-tip-opening angle in 2024 T351 aluminum alloy at four thicknesses". *Engineering Fracture Mechanics*, 71, pp 1379-1391, 2004.
- [45] S. Abotla, V. Chalivendra, An experimental and numerical investigation of the static and dynamic constitutive behaviour of aluminum alloys. *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 45, pp 555-565, 2010.
- [46] John D. Landes, Kang Lee, "Final report on computer controlled micro-indenter system". Appendix A, The University of Tennessee Knoxville, November 2010.
- [47] Newman, J.C., 1976, "Predicting failures of specimens with either surface cracks or corner crack at holes". TN D-8244, NASA Langley Research Center.

Résumé

L'effet des contraintes résiduelles dues aux préchargements mécaniques sur la propagation des fissures de fatigue a fait l'objet d'étude du présent mémoire. L'étude est menée sur éprouvette de type plaque trouée sur différents types d'alliage d'aluminium à durcissement structural utilisés pour les structures aéronautiques. Les contraintes résiduelles ont été obtenues numériquement par code ANSYS version 11 où le modèle de plasticité de Von Mises a été appliqué à la loi de comportement plastique des différents matériaux. Le modèle de propagation NASGRO implémenté dans le code AFGROW a été appliqué afin de prédire la durée de vie en fatigue et les vitesses de fissuration en absence et en présence des contraintes résiduelles à différents niveaux de préchargement mécanique.

Les résultats montrent que la durée de vie en fatigue est fortement liée à l'état de contrainte au niveau du trou (effet des contraintes résiduelles de compression) et du niveau de chargement cyclique (amplitude de chargement et rapport de charge). La diminution de la vitesse de fissuration est due à la diminution du facteur d'intensité de contraintes résiduelles (contraintes de compression). L'effet des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue se traduit par la variation du rapport de charge effective.

Abstract

The effect of residual stresses due to mechanical preload on the fatigue crack growth has been studied. The study was conducted on sample type perforated plate with initial crack on different structural hardening types of aluminum alloy used in aerospace structures. Residual stresses were obtained numerically by ANSYS code version 11 where the Von Mises model of plasticity has been applied to the law of plastic behavior of different materials. NASGRO code of fatigue crack growth implemented in AFGROW code was applied to predict the fatigue life and fatigue crack growth rates in the absence and presence of residual stresses at different levels of mechanical preload.

The results show that the fatigue life is strongly linked to the state of stress at the hole (effect of compressive residual stresses) and the level of cyclic loading (amplitude loading and stress ratio). Decrease in fatigue crack rates is due to the decrease in residual stress intensity factor (compressive stress). Residual stresses effects on the fatigue behaviour resulting in the variation of the effective stress ratio depending on residual stress intensity factor.

ملخص

إن تأثير الضغوط المتبقية الناتجة عن التحميل الميكانيكي المسبق على نمو التشقق الحاصل عن التعب هو محور دراستنا الحالية. وقد أجريت الدراسة على نوع لوحة مثقبة من أنواع مختلفة من سبائك الألمونيوم ذو التصلب الهيكلي المستخدمة في هياكل الطيران. تم الحصول على الضغوط المتبقية عددياً بواسطة قانون ANSYS إصدار 11 حيث تم تطبيق نموذج اللدونة VON MISES على قانون السلوك البلاستيكي لمختلف المواد. إن نموذج الانتشار NASGRO المطبق عن طريق قانون AFGROW أستعمل لتنبؤ طول حياة التعب وسرعات التشقق في غياب وفي وجود الضغوط المتبقية على مستويات مختلفة من التحميل الميكانيكي المسبق.

وأظهرت النتائج أن طول حياة التعب يرتبط ارتباطاً وثيقاً بحالة التوتر على مستوى الثقب (تأثير الضغوط المتبقية المضغوطة) وبمستوى التحميل الدوري (مدى تردد و نسبة التحميل). يرجع انخفاض معدل التشقق إلى عامل انخفاض كثافة الضغوط المتبقية (ضغوط الانضغاط). إن تأثير الضغوط المتبقية على سلوك التعب يفسر بتغيير معدل التحميل الفعال