

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE



**Ministère de l'Enseignement Supérieur
Et de la recherche scientifique**
Université Djillali Liabès, Sidi Bel Abbès
Faculté de Technologie
Département de Génie Mécanique



THESE

POUR L'OBTENTION DU DIPLOME DE

DOCTORAT EN SCIENCES

Spécialité : Génie Mécanique

Option : Sciences des Matériaux

Présentée par

SALMI ABDALLAH

***Etude de la propagation de fissures sous chargement
thermomécanique***

Soutenue : 2020 devant la commission d'examen :

Président	<i>Mr. MADANI Kouider</i>	Pr	UDL-SBA
Directeur de thèse	<i>Mr. ELAJRAMI Mohamed</i>	Pr	UDL-SBA
Examineur	<i>Mr. BENHAMENA Ali</i>	Pr	Université de Mascara
Examineur	<i>Mr. GHAZI Abdelkader</i>	MCA	Université de Mascara
Examineur	<i>Mr. OUDAD Wahid</i>	Pr	C.U. Ain Témouchent

2019/2020

Remerciements

Avant tous, je tiens à remercier « Allah », de m'avoir donné autant de courage, de patience et de volonté pour réaliser cette thèse.

Mes vifs remerciements s'adressent à mon directeur de thèse **Monsieur le professeur ELAJRAMI Mohamed**, de m'avoir guidé et soutenu pour la réalisation de ce travail.

Je remercie ainsi les membres de jury d'avoir accepté de juger et expertiser les travaux de ma thèse.

Je remercie également **Monsieur le professeur MADANI Kouider** pour son aide précieux.

Mes sincères remerciements vont également à mes amies, Mr.KEBIR Tayeb, Mr.BELAZIZ Azzeddine et Mr.SLIMANI Mohamed El-Amine pour leur aide et soutien.

Je tiens à remercier chaleureusement, tout ceux qui ont participé de près ou de loin à la réussite de ce travail.

Dédicaces

A *Mes parents.*

Ma petite famille.

Ma famille.

Mes amis.

RESUME

L'objectif de cette étude est d'analyser par la méthode des éléments finis la propagation de fissures dans une plaque en alliages d'aluminium 2024-T3 sous l'effet d'un chargement mécanique couplé à des conditions environnementales (température). Les travaux réalisés ont été subdivisés en trois grandes parties : Une première partie a été consacrée au suivi de l'évolution de déplacements et de déformations sous l'effet d'un chargement thermomécanique. La deuxième partie a été réservée à l'étude de l'effet des contraintes résiduelles sur la propagation de fissures de fatigue, les résultats obtenus montrent que les contraintes résiduelles ont un effet bénéfique sur la réduction du chargement résultant en pointe de fissure ce qui conduit à un retard significatif de propagation, l'effet de la température sur la relaxation des contraintes résiduelles a été ainsi mis en évidence. Dans la troisième partie, la technique de réparation des structures fissurées par patch en composite a été utilisée, les valeurs de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour différentes contraintes appliquées et différentes températures allant de -20 à 100°C ont été illustrées. Les résultats montrent clairement que cette technique permet d'améliorer la durée de vie en fatigue d'une structure fissurée.

Mots-clés : Fissure de fatigue, température, contraintes résiduelles, patch, Intégrale J

ABSTRACT

The objective of this study is to analyze by the finite element method the crack propagation in a 2024-T3 aluminum alloy plate under the effect of mechanical loading coupled with environmental conditions (temperature). The work carried out was divided into three main parts: A first part was devoted to monitoring the evolution of displacements and deformations under the effect of a thermo-mechanical loading. The second part was reserved for the study of the effect of residual stresses on the propagation of fatigue cracks, the results obtained show that residual stresses have a beneficial effect on the reduction of the resulting loading at the crack point which leads to a significant delay in propagation, the effect of temperature on the relaxation of residual stresses was thus highlighted. In the third part, the composite patch repair technique for cracked structures was used; the values of the J integral as a function of crack length for different applied stresses and temperatures ranging from -20 to 100°C were illustrated. The results clearly show that this technique can improve the fatigue life of a cracked structure.

Keywords: Fatigue crack, temperature, residual stresses, patch, J integral

الملخص

الهدف من هذه الدراسة هو التحليل بطريقة العناصر المنتهية لانتشار الشقوق الناتجة عن تحميل ميكانيكي تحت تأثير درجة الحرارة لصفحة مصنوعة من سبائك الألمنيوم 2024T3.

تضم هذه الدراسة ثلاث أجزاء:

الجزء الاول من هذه الدراسة مخصص لتطور الإزاحة والتشوه لعملية الاقتران الميكانيكي الحراري، أين تم تسليط الضوء على تأثير نسبة الإزاحة والتشوهات الإجمالية للصفحة.

الجزء الثاني من دراستنا مكرس لتأثير الاجهادات الكامنة على انتشار الشق، أين تظهر النتائج التأثير الايجابي لهذه الاجهادات على تخفيف التحميل مما يؤدي الى تأخير ملحوظ لانتشار الشقوق.

من ناحية أخرى تم تسليط الضوء على تأثير الحرارة على إسترخاء الاجهادات الكامنة.

اما الجزء الثالث فيعتمد على تقنية إصلاح الهياكل المتشقة بواسطة الرقع المركبة، اين تم تسليط الضوء بدلالة طول الشق لمختلف الضغوط المطبقة ودرجة الحرارة المتغيرة من ناقص J على قيم التكامل

عشرون الى مئة درجة مئوية، تظهر النتائج بوضوح أن هذه التقنية تسمح بتمديد عمر الخدمة للهيكلمتصدع المجهد في التعب.

الكلمات المفتاحية: شق التعب، درجة الحرارة، الاجهادات الكامنة، الرقع، التكامل J

Sommaire

Remerciement	
Dédicace	
Résumé	a
Sommaire	c
Liste des figures	f
Liste des tableaux	i
Nomenclatures	j
Introduction générale	1
Chapitre I : Etat de l'art sur la mécanique de la rupture	
I.1 Introduction	3
I.2 Rupture fragile et rupture ductile	6
I.3 Mode de rupture et distribution des contraintes au niveau de la pointe de la fissure	7
I.3.1 Définition d'une fissure	7
I.3.2 Différents modes de rupture	7
I.4 Courbe d'endurance	8
I.5 Zone de fatigue oligocyclique	9
I.6 Concept de tolérance au dommage	11
I.7 Coefficients de concentration de contraintes et de réduction de la résistance à la fatigue	11
I.8 Conclusion	13
Références	15
Chapitre II : Généralités sur la propagation de fissures de fatigue	
II.1 Introduction	17
II.2 Endommagement par fatigue	18
II.2.1 Amorçage de fissure	19
II.2.2 Propagation de fissure	22
II.3. Vitesses et Fissuration	23
II.4 Modèles phénoménologiques	24
II.4.1 Loi de Paris	24
II.4.2 Loi de Forman	24
II.5 Champs de contraintes	25
II.6 Les zones plastiques	27

II.7 Intégrale J	29
II.8 Paramètres influençant la fissuration par fatigue	31
II.8.1 Influence du rapport de charge	31
II.8.2 Influence de l'environnement	31
II.8.3 Influence de la surcharge	32
II.8.4 Influence de la microstructure sur le comportement en fatigue des matériaux	34
II.8.5 Influence de la température	34
II.9 Mesure de la vitesse de fissuration	34
II.10 Phénomène de fermeture	34
II.10.1 Fermeture induite par la plasticité	35
II.10.2 Fermeture due à l'oxydation	36
II.11 Conclusion	36
Références	38

Chapitre III : Etude du développement de fissures sous chargement thermomécanique

III.1 Introduction	41
III.2 Première étude	43
III.2.1 Matériau utilisé	43
III.2.2 Modèle numérique	44
III.2.3 Influence de la température sur le champ de déplacement	45
III.2.4 Influence de la température sur le champ de déformation	46
III.2.5 Influence de la température sur la variation de la contrainte équivalente de Von Mises	48
III.3 Deuxième étude	50
III.3.1 Matériau utilisé	50
III.3.2 Modèle numérique	50
III.3.3 Influence de la température sur le champ de déplacement	51
III.3.4 Influence de la température sur le champ de déformation	53
III.4 Conclusion	56
Références	57

Chapitre IV : Analyse de l'Effet des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures

IV.1 Introduction	60
IV.2 Origine des contraintes résiduelles	60
IV.3 Effets des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue	61
IV.4 Modélisation	66
IV.4.1 Géométrie et propriétés des matériaux	66
IV.4.2 Maillage	67
IV.4.3 Conditions de simulation	68
IV.5 Résultats et discussion	68
Références	73
Chapitre V : Etude de l'effet de la température sur une plaque fissurée réparée par patch en composite	
V.1 Introduction	77
V.2 Avantages de réparation par patch collé	78
V.3 Domaine d'applications de réparation par composite	79
V.3.1 Domaine aéronautique	79
V.3.2 Domaine navales et maritimes	80
V.4 Propriétés des matériaux de la plaque, l'adhésif et du patch composite en fonction de la température	81
V.5 Modélisation d'une plaque fissurée et réparée par patch en composite	82
V.5.1 Modèle géométrique	82
V.5.2 Maillage	83
V.6 Résultats et discussion	84
V.6.1 Effet de la contrainte appliquée	84
V.6.2 Effet de la température	86
V.6.3 Effet du patch en composite sur la variation de l'intégrale J pour différentes températures	89
V.7 Conclusion	91
Références	92
Conclusion générale & perspectives	94

Liste des figures

Liste des figures chapitre I

Figure I.1 Courbes contrainte-déformation	06
Figure I.2 Modes d'ouverture d'une fissure	07
Figure I.3 Courbe d'endurance ou de Wöhler	09
Figure I.4 Courbe contrainte-déformation en fatigue oligocyclique	10
Figure I.5 Courbes de fatigue oligocyclique	10
Figure I.6 Répartition des contraintes autour d'un trou dans une plaque	12
Figure I.7 Plaque chargée en traction simple, percée d'un trou elliptique de rayon à fond d'entaille ρ	12

Liste des figures chapitre II

Figure II.1 Représentation schématique de la propagation d'une fissure	19
Figure II.2 Rupture d'une inclusion intermétallique Al_7Cu_2Fe	21
Figure II.3 Images du MEB des inclusions à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue	21
Figure II.4 Observations au MEB des phases d'incubation, d'amorçage et de propagation d'une fissure dans une particule de fer	22
Figure II.5 Schéma de propagation des fissures de fatigue	23
Figure II.6 Domaines de fissuration	24
Figure II.7 Effet d'un trou elliptique sur la répartition des contraintes dans une plaque	25
Figure II.8 L'ouverture de la fissure	27
Figure II.9 Zones plastiques	27
Figure II.10 Distribution des contraintes au front d'une fissure : modèle élastique et après déformation plastique (Irwin)	29
Figure II.11 Intégrale curviligne J et système d'axes	30
Figure II.12 Différents types du comportement au retard	33
Figure II.13 Représentation schématique du mécanisme de fermeture induite par la plasticité	36
Figure II.14 phénomène de fermeture concerne le dépôt des débris d'oxyde sur les surfaces fraîchement rompues	36

Liste des figures chapitre III

Figure III.1 Modèle géométrique de l'éprouvette utilisée	44
Figure III.2 Maillage de la plaque fissurée (a), maillage de la pointe de fissure (b)	45

Figure III.3 Evolutions du déplacement axial U2 suivant le ligament de la plaque en fonction de la longueur de fissure pour différentes températures (+30 à +60°C). [A (a=5.08mm); B (a=5.50mm); C (a=6.34mm); D (a=7.18mm)]	46
Figure III.4 Evolution de la déformation suivant le ligament de la plaque en fonction de la longueur de fissure pour différentes températures (+30 à +60°C). [A (a=5.08mm); B (a=5.50mm); C (a=6.34mm); D (a=7.18mm)]	47
Figure III.5 Variation de la contrainte équivalente de Von- Mises suivant le ligament de la plaque pour différentes températures (+30 à +60°C). [A (a=5.08mm); B (a=5.50mm); C (a=6.34mm); D (a=7.18mm)]	48
Figure III.6 Evolutions de la contrainte équivalente de Von- Mises en fonction de déplacement axial U2 pour les températures (+30 à +60°C). [A (a=5.08mm) ; B (a=5.50mm) ; C (a=6.34mm) ; D (a=7.18mm)]	49
Figure III.7 Modèle géométrique de l'éprouvette utilisée	50
Figure III.8 Le maillage de l'éprouvette	51
Figure III.9 Evolutions du déplacement axial U2 suivant le ligament de la plaque en fonction de la longueur de fissure pour différentes températures (-20 à +100°C). [A (a=2.5mm); B (a=5mm); C (a=7.5mm); D (a=10mm); E (a=12.5mm); F (a=15mm)]	52
Figure III.10 Evolution de la déformation suivant le ligament de la plaque en fonction de la longueur de fissure pour différentes températures (-20 à +100°C). [A (a=2.5mm); B (a=5mm); C (a=7.5mm); D (a=10mm); E (a=12.5mm); F (a=15mm)]	55

Liste des figures chapitre IV

Figure IV.1 Origine des contraintes résiduelles. Interdépendance entre les différents états du matériau	61
Figure IV.2 Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle	62
Figure IV.3 Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle	63
Figure IV.4 Evolution de la vitesse de fissuration sous l'influence d'une surcharge	63
Figure IV.5 Effet des contraintes résiduelles sur la durée de vie en fatigue et la vitesse de propagation	64
Figure IV.6 Effet des contraintes résiduelles sur la durée de vie en fatigue	65
Figure IV.7 Champ de contraintes résiduelles imposées le long de la propagation de la fissure	65
Figure IV.8 Distributions des contraintes résiduelles longitudinales dans un joint soudé bout à bout	66

Figure IV.9 Profil des contraintes résiduelles par chargement/déchargement	66
Figure IV.10 Modèle géométrique de la plaque fissurée	67
Figure IV.11 Maillage de la plaque fissurée	68
Figure IV.12 Les contraintes résiduelles de compression au voisinage de la pointe de fissure	68
Figure IV.13 Variation des contraintes de Von Mises suivant le ligament de la plaque (T=-20C°)	69
Figure IV.14 Variation des contraintes de Von Mises suivant le ligament de la plaque (T= 25C°)	69
Figure IV.15 Variation des contraintes de Von Mises suivant le ligament de la plaque (T= 60 C°)	70
Figure IV.16 Variation des contraintes de Von Mises suivant le ligament de la plaque (T= 100 C°)	70
Figure IV.17 Variation des contraintes maximale de Von Mises en fonction de la longueur de fissure pour différentes températures	71

Liste des figures chapitre V

Figure V.1 Comparaison entre les réparations mécaniques et les réparations collées	78
Figure V.2 Avantages des réparations collées par rapport aux réparations mécaniques	79
Figure V.3 Réparation par collage de patch composite sur une aile d'avion	80
Figure V.4 Réparation par patch en composite des fuselages aéronefs 395	80
Figure V.5 Réparation de superstructure d'un navire en aluminium par patch composites	81
Figure V.6 Modèle géométrique de la plaque réparée	83
Figure V.7 Maillage du modèle géométrique	84
Figure V.8 Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour différents niveaux de chargement. (T =-20 °C)	84
Figure V.9 Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour différents niveaux de chargement. (T =25 °C)	85
Figure V.10 Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour différents niveaux de chargement. (T =60 °C)	85
Figure V.11 Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour différents niveaux de chargement. (T =100 °C)	86
Figure V.12 Variation de l'intégrale J en fonction de la température pour un	87

chargement de 50MPa	
Figure V.13 Variation de l'intégrale J en fonction de la température pour un chargement de 70MPa	87
Figure V.14 Variation de l'intégrale J en fonction de la température pour un chargement de 100MPa	88
Figure V.15 Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour une plaque réparée avec patch et non réparée pour différentes températures à 50MPa	89
Figure V.16 Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour une plaque réparée avec patch et non réparée pour différentes températures à 70MPa	89
Figure V.17 Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour une plaque réparée avec patch et non réparée pour différentes températures à 100MPa	90

Liste des tableaux

Tableau III.1 Récapitulatif des différents composés intermétalliques de type Al-Cu Fe(Mn) présents dans l'alliage 2024-T3	43
Tableau III.2 Propriétés mécaniques et thermiques de l'alliage d'aluminium 2024-T3	44
Tableau III.3 Composition chimique de l'alliage d'Aluminium 2024-T3	44
Tableau III.4 Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 2024-T3	50
Tableau IV.1 Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 2024-T3	67
Tableau V.1 Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 2024-T3	80
Tableau V.2 Propriétés mécaniques du matériau composite Glass/Epoxy	82
Tableau V.3 Propriétés mécaniques l'adhésif FM73	82
Tableau V.4 Propriétés géométriques de l'alliage d'aluminium, de l'adhésif et du patch	83

Nomenclatures

K_I, K_{II}, K_{III}	Facteur d'intensité de contraintes en mode I, II et III
K	Facteur d'intensité de contraintes
K_c	Valeur critique du facteur d'intensité de contraintes
K_t	Facteur de concentration de contraintes
K_{max}	Facteur d'intensité de contraintes maximale
K_{min}	Facteur d'intensité de contraintes minimale
K_r	Facteur d'intensité de contraintes résiduelle
ΔK	Différence des facteurs d'intensité de contraintes
ΔK_{eff}	Amplitude effective du facteur d'intensité des contraintes
ΔK_{seuil}	Valeur de ΔK au seuil de propagation
E	Module de Young
E_l	Module de Young longitudinale
N_R	Nombre de cycle à la rupture
N_f	Nombre de cycle en fatigue
J	Intégrale de contour J
q	Facteur de sensibilité à l'effet d'entaille
R	Rapport de charge
R_{eff}	Rapport de charge effective
R_e	Limite d'élasticité
R_m	Résistance à la traction
a	Dimension déterminante d'une fissure
a_{aff}	Longueur de fissure effective
a_{init}	Longueur de fissure initiale
a_{fin}	Dimension critique d'une fissure
r_y	Rayon de la zone plastique
c	Exposant de ductilité en fatigue
Δa	Taille de propagation de fissure
C, m	Exposant de la loi <i>Paris</i> qui dépendent du matériau
a, b	Demi-axes du trou elliptique
r, θ	Coordonnées polaires
Y	Facteur de correction pour le calcul du facteur d'intensité de contraintes
θ	angle d'inclinaison de la fissure

Γ	Chemin d'intégration entourant le front de la fissure
W	Densité d'énergie de déformation
\vec{T}	Vecteur de traction
ds	Élément d'arc du chemin d'intégration Γ
ε_{ij}	Tenseur des déformations
M_e	Moment élastique
ρ	Rayon de courbure au sommet du trou elliptique (rayon en fond d'entaille)
σ_{app}	Contrainte appliquée dans la plaque
σ_{nom}	Contrainte nominale
σ_e	Contrainte élastique
σ^D	Limite d'endurance
ν	Coefficient de Poisson
α	Coefficient d'expansion thermique
λ	Conductivité
C_v	Chaleur spécifique
ρ	Densité
τ	Résistance au cisaillement
τ_{min}	Contrainte de cisaillement minimale
τ_{max}	Contrainte de cisaillement maximale
σ_y	Contrainte dans la direction y
σ_0	Contrainte uniforme de traction appliquée dans le plan de la plaque
σ_{max}	Contrainte maximale.
u, v, w	Déplacement suivant x, y et z
G	Module de cisaillement
ε_e	Déformation élastique
ε_p	Déformation plastique
ε'_f	Coefficient de ductilité en fatigue
σ'_f	Coefficient de résistance à la fatigue
$\Delta\varepsilon_p$	Résistance à la déformation plastique
$\Delta\varepsilon_e$	Résistance à la déformation élastique
$\Delta\varepsilon_t$	Résistance à la déformation totale
$\Delta\sigma$	Amplitude du chargement global

SR	Rapport de rigidité
3D	Tridimensionnel
ASTM	American Society for Testing and Materials
FIC	Facteur d'intensité de contraintes
MEF	Méthode des éléments finis
MELR	Mécanique élastique linéaire de la rupture
LEFM	Linear Elastic Fracture Mecanichs
COD	Crack Openinng Displacement
champ HRR	Champ de contrainte plastique
MEB	Microscope électronique à balayage
SDB	Slide Diamond Burnishing
MMC	Metal Matrix Composites
TSA	Acide tartrique-sulfurique
PVD	Physical vapor de position
CVD	Chemical vapor de position
LPD	Méthode de déformation plastique localisée
MRS	Méthodes de réparation structurelle
NDI	Inspection non destructive
PRFC	Polymère renforcé de fibres de carbone
DSTO	Organisation de la défense Science et Technologie

INTRODUCTION GENERALE

Au cours de ces dernières décennies, l'industrie aéronautique a mis l'accent sur le développement de nouveaux alliages associé à la mise au point de nouvelles gammes de traitement thermomécanique afin d'améliorer leurs performances.

Pour être utilisés dans l'industrie aéronautique, les matériaux doivent satisfaire plusieurs exigences en termes de propriétés mécaniques statiques et dynamiques, de propriétés physiques et chimiques. Compte tenu du contexte économique actuel dans ce secteur, avec notamment les études sur l'amélioration de la durée de vie des aéronefs, les matériaux mis en œuvre doivent avoir une durabilité importante. Bien que la concurrence d'autres matériaux soit de plus en plus importante avec l'apparition des structures en composite, les alliages d'aluminium restent la famille de matériau privilégiée pour les structures des avions civils.

Les alliages d'aluminium des séries 2000, 6000 et 7000 à durcissement par précipitation sont, en effet, les plus utilisés dans le cadre de l'allègement des structures de transport naval, terrestre et aérien. Par exemple, les alliages d'aluminium représentent, à l'heure actuelle, 73 % de la structure d'un avion civil Airbus A330/340 et 61 % d'un Airbus A380. Depuis plus de 30 ans, les alliages de la série 2000 sont largement utilisés dans l'industrie aéronautique pour des applications structurales ; parmi ces alliages, l'alliage d'aluminium 2024-T3 qui occupe une place importante dans la construction du fuselage et des ailes d'avions.

L'objectif de ce travail de thèse est d'analyser numériquement la propagation de fissures de fatigue sous chargement thermomécanique dans une plaque d'alliages d'aluminium 2024-T3.

Les travaux à réaliser sont subdivisés en trois grandes parties, la première partie concerne une étude des déplacements et des déformations globales de la plaque sous l'effet d'un chargement couplé à la température. Dans la deuxième partie, l'effet des contraintes résiduelles sur la réduction du chargement appliqué a été mis en évidence.

La technique de réparation par patch composite afin d'améliorer la durée de vie en fatigue a été traitée dans la troisième partie, l'effet bénéfique de cette technique sera quantifié à travers les valeurs de l'intégrale J . A cet effet, un modèle numérique 3D est élaboré moyennant le code de calcul Abaqus.

Le manuscrit est structuré en cinq chapitres, le premier chapitre représente un état de l'art sur la mécanique de la rupture et le rôle des approches globales et locales pour l'analyse du comportement des structures en rupture.

Le deuxième chapitre traite des travaux bibliographiques portant sur la propagation des fissures de fatigue et les lois régissant ce phénomène à savoir la rupture des matériaux par la propagation de fissures.

Le troisième chapitre traite la première partie de ce travail de thèse, dans ce chapitre l'effet de la température sur la variation des champs de déplacements et des déformations en présence d'une fissure a été analysé.

L'effet des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures sera traité dans le quatrième chapitre.

Le cinquième chapitre porte sur la technique de réparation par patch composite, l'effet des différents paramètres mécaniques, thermiques et géométriques sur la valeur du facteur d'intensité de contraintes a été discuté, ceci afin de juger la qualité de réparation.

D'autres part, les valeurs de l'intégrale J en fonction de la température d'une structure réparée et non réparée ont été analysées et comparées.

Finalement, une conclusion générale regroupant l'ensemble des déductions a été rédigée.

CHAPITRE I

Etat de l'art Sur la mécanique de la rupture

I.1 Introduction :

Grâce aux progrès réalisés dans le domaine de la mise en forme des métaux durant les trois derniers siècles, le fer et l'acier ont progressivement remplacé le bois et le ciment comme matériaux structuraux de base. Malgré leurs hautes caractéristiques, les structures réalisées à partir de ces matériaux ont connu des accidents importants dès le milieu du 19^{ème} siècle. L'origine de ces accidents était la rupture inattendue de composants critiques de ces structures.

L'un des premiers incidents enregistré sur une structure importante fut la rupture d'une chaîne du pont suspendu Montrose en Mars 1830 en Grande Bretagne. Depuis, il y a eu un nombre important d'effondrements de ponts, dont le King's Bridge à Melbourne (1962) ou encore le Point Pleasant Bridge en Virginie (1967).

Les accidents ferroviaires dus à une rupture brutale des essieux, des roues ou encore des rails ont également été très nombreux. Entre 1860 et 1870, le nombre de personnes victimes d'accidents de train en Grande Bretagne s'élevait environ à 200 par an.

De nombreux accidents intervinrent également sur des pipelines, des pétroliers, ou encore sur des avions. En 1950, 2 avions Comet se sont brisés à haute altitude à cause d'un problème de rupture par fatigue sur les trous des rivets près des hublots, lesquels étaient de forme carrée ! Ces risques d'accidents étaient d'autant plus grands que l'utilisation d'alliages à hautes caractéristiques mécaniques (ténacité, rigidité...), permettant la réalisation de structures de plus en plus complexes et sollicitées, a énormément augmenté. En fait, les estimations de tenue des structures, fondées sur les caractéristiques mécaniques classiques, ne tenaient pas compte de la ténacité des matériaux en conditions réelles de service, et les chercheurs étaient alors incapables d'expliquer le phénomène de rupture brusque sous des sollicitations bien inférieures à celles de la limite d'élasticité.

Si Griffith est souvent cité comme le premier chercheur à avoir introduit la mécanique de la rupture (en tant que science), ces travaux restent basés sur des études antérieures. On peut notamment citer l'article de Wieghardt, paru en 1907 et traduit en anglais [01], dans lequel l'existence de la singularité du champ des contraintes en pointe de fissure dans un matériau élastique linéaire fut reconnue.

A partir de ces résultats, Griffith [02] s'est intéressé en 1920 au problème de la rupture, dans un milieu élastique fissuré, d'un point de vue énergétique. Il a ainsi mis en évidence une variable (appelée plus tard taux de restitution d'énergie) caractérisant la rupture, et dont la valeur critique est une caractéristique du matériau. Viennent ensuite les premiers

développements théoriques d'analyse des champs de contraintes et de déformations au voisinage d'une fissure en élasticité. Ces études, menées notamment par Sneddon I. N [03], puis [04] en 1957, ont permis de définir les facteurs d'intensité de contraintes, caractérisant l'état de sollicitation de la région dans laquelle la rupture se produit.

Entre 1960 et 1980, la mécanique de la rupture connaît un grand succès scientifique, avec notamment l'apparition de la mécanique non linéaire de la rupture qui a permis de mieux prendre en compte le comportement plastique des matériaux. De nombreux travaux sont publiés à cette période ; on peut citer par exemple [05] et [06] qui introduisent la notion d'intégrales indépendantes du contour telles que l'intégrale J, dont les propriétés ont permis de caractériser la ténacité d'un matériau lorsque la plasticité n'est plus confinée à la pointe de fissure. C'est également à cette période que les premiers travaux concernant la mécanique de la rupture dans les matériaux multicouches sont réalisés [07,08].

Tous les développements théoriques réalisés à cette époque ont permis de déterminer la forme exacte de la singularité, et des champs asymptotiques en pointe de fissure nécessaires à l'analyse et à l'interprétation des résultats expérimentaux. De plus, ils représentent une solution précise à de nombreux problèmes de géométries simples, et peuvent donc être utilisés comme solutions approchées pour des problèmes plus complexes.

L'apparition de la méthode des éléments finis a permis d'étudier la mécanique de la rupture d'un point de vue numérique, proposant ainsi des solutions plus précises à des problèmes plus complexes. Apparurent alors une multitude de méthodes permettant de calculer les facteurs d'intensité de contraintes, le taux de restitution d'énergie, ou encore de découpler les différents modes de rupture. Parmi ces nombreuses méthodes, les plus facilement implémentables donnent bien souvent des résultats approchés, ou dépendants du maillage, alors que les autres nécessitent des techniques éléments finis avancées.

La mécanique de la rupture couvrant un domaine extrêmement vaste, nous commencerons par spécifier de façon précise le cadre de l'étude. Puis nous introduirons les notions fondamentales liées aux approches locales et globales en mécanique linéaire de la rupture. Cela nous amènera à faire un tour d'horizon des différentes méthodes numériques utilisées pour le calcul de grandeurs caractéristiques telles que les facteurs d'intensité de contraintes, ou le taux de restitution d'énergie (intégrale J en elasto-plasticité).

La mécanique de la rupture a globalement pour objectif de prévoir le comportement des fissures susceptibles de se trouver dans tous composants industriels soumis à des sollicitations mécaniques.

La mécanique linéaire de la rupture a tout d'abord été étudiée. Elle concerne les matériaux dont le comportement est élastique linéaire. Compte tenu de cette linéarité, ainsi que de la possibilité d'appliquer les théorèmes de superposition, les calculs sont relativement simples à réaliser.

Dans le cadre de travaux sur des matériaux fragiles comme le verre, les chercheurs du milieu du siècle ont ainsi pu déterminer une grandeur scalaire notée K qui caractérise les champs de contraintes et de déformations au voisinage de la fissure. Ce paramètre a permis d'établir un critère (K critique) pour déterminer l'amorçage de la propagation et a pu être relié à l'énergie libérée par la fissure au cours de sa propagation.

Au cours des années 70, de nombreuses études ont porté sur la recherche d'un paramètre permettant d'étendre la mécanique de la rupture au comportement élasto-plastique des matériaux.

Parmi les différents paramètres, l'intégrale de contour J , dont la paternité est attribuée à RICE [05] mais reste discutée [09, 10], a connu un large succès en raison de la facilité de mise en œuvre et de ses propriétés numériques, à savoir une énergie obtenue par une simple intégrale de contour, indépendante de celui-ci.

L'interprétation analytique de cette intégrale, a permis à [11] d'associer J à un critère d'amorçage (J critique), qui fut étendu à la propagation ductile par la suite via les courbes de résistance à la déchirure $J-\Delta a$.

Ces propositions d'applications et les propriétés numériques de J sont à l'origine de la situation de quasi-monopole dont bénéficie actuellement cette intégrale dans les laboratoires, comme en témoignent les normes en vigueur. Pourtant depuis les premiers travaux prometteurs, il est clairement apparu que les grandeurs définies à partir de J , et supposées intrinsèques au matériau, souffrent d'un problème de transférabilité des éprouvettes de caractérisation aux structures.

Une explication de ces phénomènes a été apportée grâce à l'approche globale à deux paramètres, associant à J un second paramètre représentatif du degré de confinement de la plasticité dans la structure. En effet, de ce confinement dépend la sollicitation du matériau en pointe de fissure et de son évolution. Ce second paramètre est déterminé directement à partir du champ de contrainte calculé numériquement ou par comparaison de ce champ à un champ de référence.

Pour aller plus loin, d'autres auteurs se sont intéressés à l'énergie dissipée par les mécanismes de la rupture en déchirure ductile. Certaines de ces études sur la modélisation énergétique de

la déchirure seront présentées, notamment les travaux de Turner, qui semblent être les plus avancés sur le sujet.

Une autre approche, nommée 'approche locale', a connu un succès important ces dernières années grâce, en partie, au progrès des capacités de calcul. Elle a pour ambition de prévoir la propagation et la rupture en tenant compte des mécanismes d'endommagement dans le comportement du matériau en pointe de fissure. Cette démarche est radicalement différente des autres car elle ne s'appuie pas sur le calcul d'une grandeur énergétique telle que J .

I.2 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 I.1. [12]

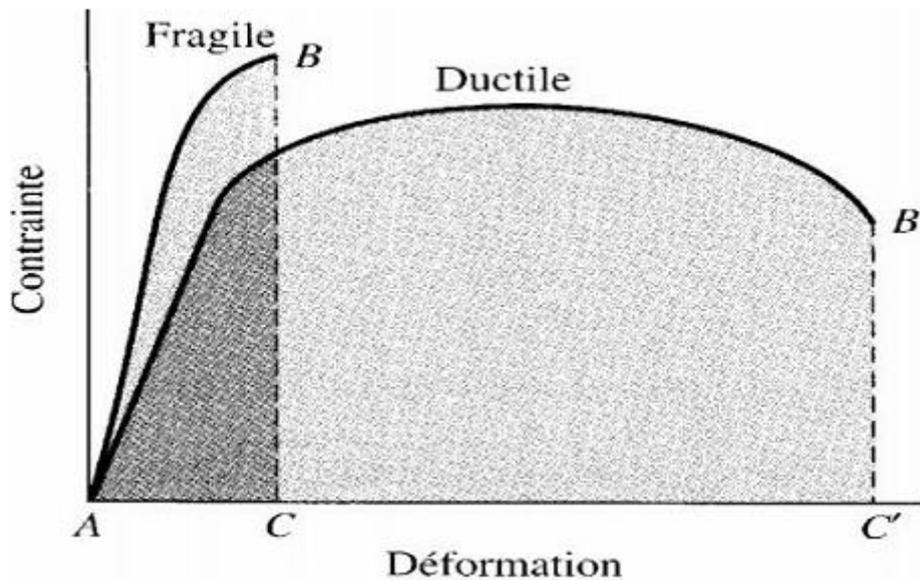


Figure I.1 : Courbes contrainte-déformation

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.

I.3 Mode de rupture et distribution des contraintes au niveau de la pointe de la fissure :

I.3.1 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.

I.3.2 Différents modes de rupture :

Chaque mode de propagation d'une fissure peut être considéré comme l'un des modes ci-dessous, ou comme la superposition de deux ou trois de ces modes. En effet, ces modes dépendent de la direction de sollicitation par rapport à celle de la fissure [13] :

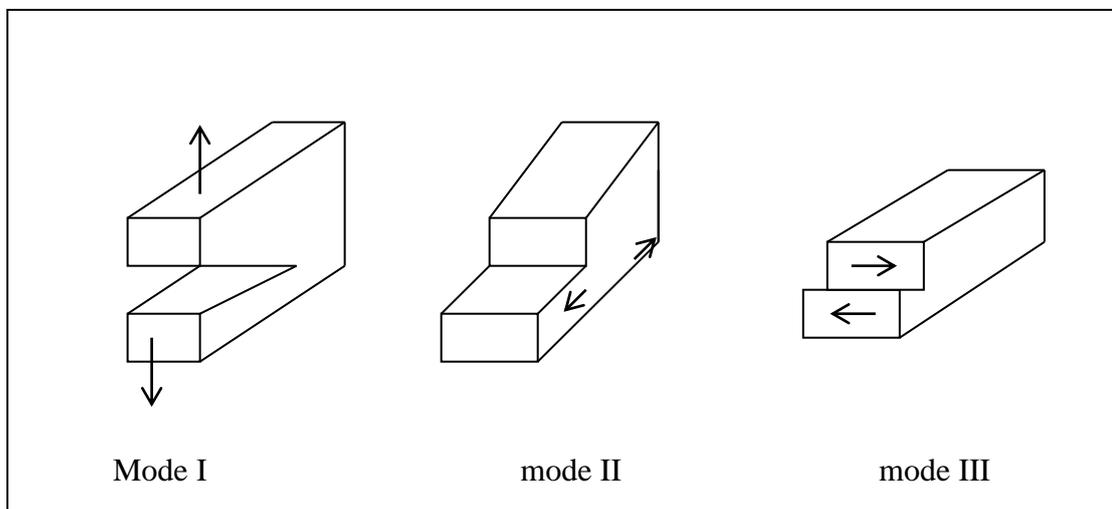


Figure I.2 : Modes d'ouverture d'une fissure

Mode I : Ou mode par ouverture ou clivage (opening mode) : les surfaces de la fissure se déplacent perpendiculairement au plan de propagation.

Mode II : Ou glissement droit (edge mode) : les surfaces de la fissure glissent l'une sur l'autre dans le plan de propagation perpendiculairement au front de la fissure.

Mode III : Glissement vis (screwsliding) : les surfaces de la fissure glissent l'une sur l'autre dans le plan de propagation parallèlement au front de fissure.

Dans le cas général, la surface de rupture se développe suivant la combinaison des trois modes. Notons que les ruptures brutales résultent souvent de la propagation des fissures en mode I. C'est la raison pour laquelle la mécanique de la rupture s'intéresse plus particulièrement à ce mode.

I.4 Courbe d'endurance :

Il existe de nombreuses courbes pour définir la durée de vie en fatigue d'un matériau. Ces courbes sont issues de campagnes d'essais et reflètent le comportement statistique du matériau. L'essai de fatigue le plus simple consiste à soumettre un lot d'éprouvettes non entaillées, à des cycles d'efforts périodiques, d'amplitude et de fréquence fixées, et à noter le nombre de cycles à la rupture N_R pour chaque éprouvette. On obtient alors une courbe en échelle semi-logarithmique, appelée *Courbe d'endurance* ou *Courbe de Wöhler*, qui a l'allure représentée sur la Figure I.3.

Cette courbe est déterminée à partir d'un ensemble d'éprouvettes soumises chacune à un effort périodique d'amplitude maximale σ et de fréquence constante, la rupture se produisant au bout d'un nombre de cycles N_R . A chaque éprouvette correspond un point du plan (σ, N_R) . D'après la Figure I.3, la rupture est atteinte après un nombre de cycles qui croît quand la contrainte décroît. Les résultats des essais de fatigue sont répartis de façon statistique, de telle sorte que l'on puisse définir des courbes correspondant à des probabilités de rupture données selon l'amplitude de contrainte et le nombre de cycles.

On peut distinguer sur la courbe de Wöhler trois domaines :

- une zone à faible nombre de cycles ou zone de fatigue oligocyclique (zone 1), sous forte contrainte, où la rupture qui intervient après un faible nombre de cycles, est précédée d'une déformation plastique significative ;
- une zone de fatigue ou d'endurance limitée (zone 2), où la rupture est atteinte après un nombre de cycles plus important, nombre qui croît lorsque la contrainte décroît ;
- une zone d'endurance illimitée ou zone de sécurité (zone 3) sous faible contrainte, pour laquelle la rupture ne se produit pas avant un nombre donné de cycles généralement supérieur à 10^6 cycles pour les aciers et 10^7 cycles pour les alliages légers.

Dans de nombreux cas, on peut tracer une branche asymptotique horizontale à la courbe de Wöhler : l'asymptote étant appelée *limite d'endurance* ou limite de fatigue et notée σ_D . Par

contre, dans certains cas, par exemple lorsqu'il y a simultanément fatigue et corrosion, il ne semble pas y avoir d'asymptote horizontale. On définit alors une limite conventionnelle d'endurance comme la valeur de la contrainte maximale qui ne conduit pas à la rupture avant un nombre de cycles fixés.

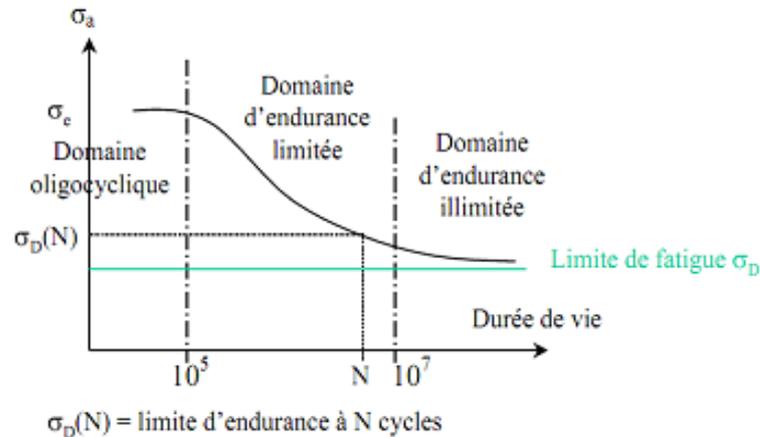


Figure I.3 : Courbe d'endurance ou de Wöhler

La notion de limite d'endurance est donc relative ; sa définition dépend du problème traité par exemple, les limites d'endurance en traction et en torsion alternées sont différentes. [14]

I.5 Zone de fatigue oligocyclique :

Il est généralement admis que ce domaine (zone 1 de la Figure I.3) correspond à des contraintes élevées supérieures à la limite d'élasticité du matériau. Le nombre de cycles à rupture s'étend jusqu'à 10^5 cycles. Sous l'effet de la sollicitation cyclique en déformation imposée, la courbe contrainte- déformation prend la forme d'une boucle d'hystérésis ouverte qui se stabilise et se ferme au bout d'un nombre de cycles, au cours duquel le matériau s'adapte aux sollicitations cycliques ;

La Figure I.4 représente une boucle stabilisée. Cette accommodation en fatigue peut se produire de deux manières : il y a durcissement ou adoucissement suivant l'état initial du matériau. Souvent, pour des sollicitations alternées, un matériau initialement écroui, s'adoucit en fatigue. Alors qu'inversement, un matériau initialement mou, durcit.

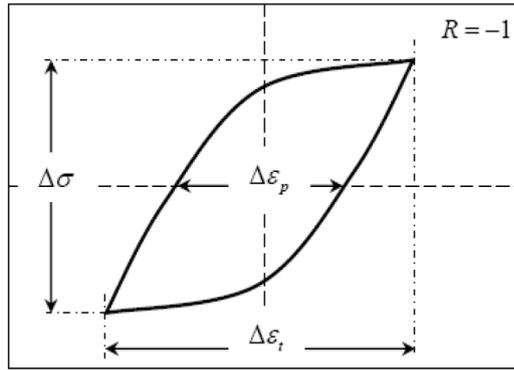


Figure I.4 : Courbe contrainte-déformation en fatigue oligocyclique

Les lois empiriques les plus utilisées pour décrire la fatigue oligocyclique à température ambiante, c'est-à-dire le nombre de cycles pour différentes déformations plastiques ou totales imposées, sont :

- la loi de Manson-Coffin de résistance aux déformations plastiques :

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \tag{I.1}$$

Où c est l'exposant de ductilité en fatigue et ε'_f le coefficient de ductilité en fatigue.

- la loi de Basquin de résistance aux déformations élastiques :

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \tag{I.2}$$

Où b et σ'_f sont respectivement l'exposant et le coefficient de résistance à la fatigue.

La figure (I-5) est une représentation schématique des résultats de fatigue oligocyclique ajustés aux relations empiriques de Manson-Coffin et Basquin. [15]

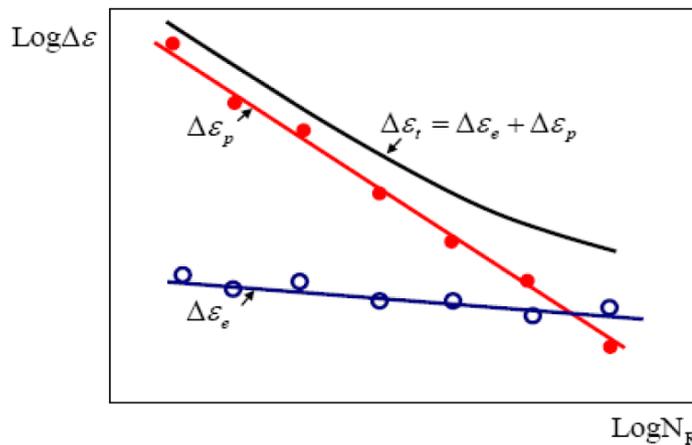


Figure I.5 : Courbes de fatigue oligocyclique

I.6 Concept de tolérance au dommage :

Deux étapes sont distinguées lors du processus d'endommagement par fatigue. L'amorçage qui englobe la propagation de microfissures qui est un phénomène qui se produit essentiellement en surface. La propagation proprement dite commence lorsque les fissures pénètrent à l'intérieur du matériau. La croissance de celles-ci dépend de la résistance en volume du matériau.

Les spectres de charge subis par les structures en service peuvent contenir des contraintes de niveau supérieur à la limite de fatigue et donc provoquer la propagation des fissures. Par ailleurs, certaines structures contiennent des fissures inhérentes aux procédés de fabrication, et la maîtrise de leur propagation devient alors importante pour l'intégrité de la structure. C'est ce qu'on appelle le concept de tolérance au dommage qui peut s'énoncer ainsi : puisque certaines structures contiennent inévitablement des fissures, leur dimensionnement et/ou leur durée de vie doit être tels que ces fissures n'atteignent pas une taille critique conduisant à la rupture brutale.

C'est notamment le cas des structures aéronautiques : les avions par exemple, où des fissures sont présentes un peu partout dans le carénage, ont une durée de vie limitée. Ils sont régulièrement inspectés à des périodes fixées par la vitesse de propagation des fissures, de sorte que les tailles de celles-ci ne deviennent pas critiques.

I.7 Coefficients de concentration de contraintes et de réduction de la résistance à la fatigue :

La présence de discontinuités géométriques (trous, entailles, congés,...) dans une structure sollicitée cycliquement, induit des zones de concentration des contraintes dont le rôle est essentiel sur la tenue en fatigue. En effet, lorsqu'une telle structure est soumise à un chargement, localement le niveau de contrainte est nettement plus élevé par rapport au champ à l'infini (ou très éloigné de la discontinuité). Une manière prudente de prendre en compte une telle discontinuité consiste, dans un premier temps, à évaluer son coefficient de concentration de contrainte K_t (sans dimension) tel que :

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad I.3$$

Où σ_{max} est la contrainte à fond d'entaille, estimée dans le domaine de l'élasticité, et σ_{nom} la contrainte nominale calculée comme la contrainte moyenne dans la section résistante.

Pour une éprouvette entaillée, les contraintes dans la région de l'entaille sont ainsi multipliées par K_t . La sévérité de la concentration de contraintes dépend de la géométrie et de la configuration de l'entaille. Lorsqu'on conçoit une structure, on cherche à réduire autant que

possible les concentrations de contraintes pour éviter notamment les problèmes de rupture par fatigue.

Dans les structures, des entailles géométriques dues à des changements brusques de section (épaulements, gorge, cannelure, orifice de lubrification ...) sont souvent inévitables compte tenu de leur rôle fonctionnel. Au voisinage de ces incidents de forme, les répartitions des contraintes sont inhomogènes et conduisent à leurs concentrations. La contrainte atteinte à la racine du trou est bien plus élevée que la contrainte nominale σ_{nom} de traction appliquée à la plaque (Figure I.6).

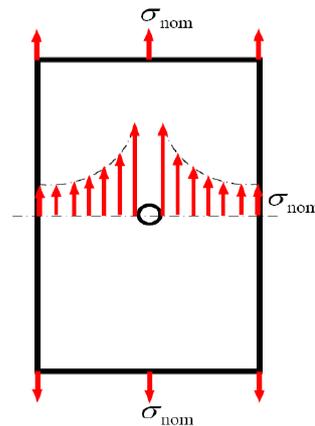


Figure I.6 : Répartition des contraintes autour d'un trou dans une plaque

Les valeurs du coefficient K_t peuvent être trouvées dans la littérature pour les géométries les plus courantes ou bien déterminées à l'aide de calculs par éléments finis.

Dans le cas d'une structure chargée en traction avec un trou de forme elliptique (Figure I.7) le coefficient de concentration de contraintes s'exprime en fonction des longueurs a et b du trou elliptique.

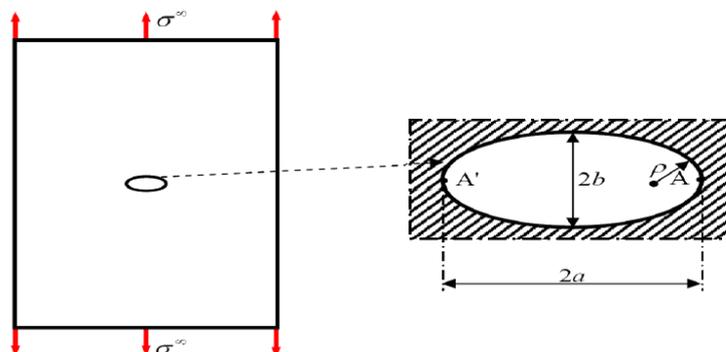


Figure I.7 : Plaque chargée en traction simple, percée d'un trou elliptique de rayon à fond d'entaille ρ

$$K_t = 1 + 2 \frac{a}{b} \quad I.4$$

Ou encore en fonction du rayon à fond d'entaille ρ :

$$K_t = 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad I.5$$

Cependant, même si l'on constate que la durée de vie sous une sollicitation alternée donnée est plus faible pour une structure entaillée par rapport à une sans entaille, la limite d'endurance σ_D^{ent} de la pièce entaillée n'est pas égale à $\sigma_D^{ent} = \sigma_D^{lis} / K_t$ (où σ_D^{lis} désigne la limite d'endurance d'une éprouvette lisse du même matériau) mais est déterminée en fait grâce à la relation suivante :

$$\sigma_D^{ent} = \frac{\sigma_D^{lis}}{K_f} \quad I.6$$

Où K_f est le coefficient de réduction de résistance à la fatigue. On aura toujours pour une entaille donnée :

$$1 \leq K_f \leq K_t \quad I.7$$

Ce résultat témoigne d'une adaptation plastique du matériau. K_f peut être évalué à l'aide d'essais réalisés sur deux lots d'éprouvettes lisses et entaillées possédant le même K_t que la pièce considérée. On peut alors classer les matériaux en termes de sensibilité à l'effet d'entaille. Si pour un K_t donné, K_f est beaucoup plus faible que K_t , le matériau est considéré comme étant peu sensible à l'effet d'entaille.

Au contraire si la différence entre K_f et K_t n'est pas significative, le matériau y est sensible.

En général, les matériaux fragiles sont plus sensibles à l'effet d'entaille que les matériaux ductiles. Pour caractériser cette sensibilité on utilise le plus souvent le facteur de sensibilité à l'effet d'entaille q défini par [16] :

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad I.8$$

I.8 Conclusion :

La mécanique de rupture nous a permis de comprendre les phénomènes de rupture avec des lois établies pour chaque mécanisme pour faciliter l'interprétation avec des modèles mathématiques bien détaillés.

Le but de la mécanique de la rupture est de caractériser le comportement à la fissuration des structures à l'aide de paramètres quantifiables au sens de l'ingénieur, notamment le champ de contraintes, la taille de la fissure et la résistance à la fissuration du matériau.

L'approche bidimensionnelle avec un état de contraintes ou de déformations planes a contribué à définir des grandeurs mécaniques particulièrement utiles pour l'étude du comportement des plaques élastiques fissurées sous chargement extérieur suivant les trois modes de rupture.

Références

- [1] Wieghardt, K., (1907) "Über das Spalten und Zerreiben elastischer Körper," Z. Mathematik Physik., B. 55, S. 60-103; translated in English by Rossmannith, H.P., Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 1995, vol. 18, pp. 1371-1405.
- [2] Griffith, Alan A. (1921), "The phenomena of rupture and flow in solids". Philosophical transactions of the royal society of London. Series a, containing papers of a mathematical or physical character 221, 163-198.
- [3] Sneddon, I. N. (1946), "The elastic stresses produced in a thick plate by the application of pressure to its free surfaces". Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society. Vol. 42. No. 03. Cambridge University Press,
- [4] Irwin. G.R... (1957), "Estimates of stress intensity and rivet force for a crack arrested by a riveted stiffener". Discussion based on 'Analysis of stress and strains near the end of a crack traversing a plate'. J. Appl. Mech. 24, 361 -364.
- [5] Rice, James R. (1968), "A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks". Journal of Applied Mechanics, Vol. 35, 379-386.
- [6] Bui, H. D. (1973), "Dualité entre les intégrales indépendantes du contour dans la théorie des solides fissurés". CR Acad. Sci. Paris 276, 1425-1428.
- [7] Erdogan, Fazil, and G. C. Sih. (1963), "On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear". Journal of basic engineering 85.4, 519-527.
- [8] Comninou, Maria. (1977), "The interface crack." J. appl. Mech 44.4, 631-636.
- [9] Eshelby, J.D. (1999), "Energy relations and the energy-momentum tensor in continuum mechanics". Fundamental Contributions to the Continuum Theory of Evolving Phase Interfaces in Solids. Springer Berlin Heidelberg, 82-119.
- [10] W. ALAN GELL, (1978), "ICE-WEDGE ICE, MACKENZIE DELTA-TUKTOYAKTUK PENINSULA AREA, N. W.T., CANADA" Journal of Glaciology, Vol 20, Nos 84.
- [11] Begley, J.A. and Landes, J.D. (1972), "The J -integral as a fracture criterion. Fracture Toughness", ASTM STP 514, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1-23.
- [12] A. Z. D François, A Pineau, (1993), "comportement mécanique des matériaux", ISBN 2-86601-384-4. Hermès.
- [13] Recho N., (1995), "Rupture par fissuration des structures", Editions Hermès, Paris.

- [14] Wöhler, A., 1870. In Thèse Doctorat, (2010), “Comportement dynamique des matériaux et structures après sollicitation en fatigue”. University of Science and Technology of Lille.
- [15] Manson-Coffin-Basquin, (1954), “Monotonic and low cycle fatigue behaviour of 2024-T3 aluminum alloy between room temperature and 300 °C for designing VAWT components”. (2016), Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures.
- [16] Pilkey, W. D. and Pilkey, D. F., (2008), “Peterson’s Stress Concentration Factors”, 3rd edition. John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey,

CHAPITRE II

Généralités sur la propagation de fissures de fatigue

II.1 Introduction :

La différence de solubilité des éléments d'alliage, les inclusions, etc. présentent des discontinuités structurales conduisant à des zones de fortes concentrations de contraintes au voisinage des défauts. Les chargements répétés dans le temps donnent lieu à un grand nombre de cycles de contraintes d'amplitudes variables. La combinaison de ces cycles de chargement et des zones de fortes concentrations de contraintes conduit inévitablement à un endommagement par fatigue de ces structures.

Cet endommagement commence par une déformation plastique localisée (sans plastification de toute la structure), tout d'abord autour des défauts, à fond d'entaille, puis à l'extrémité de la fissure une fois que celle-ci s'est formée. La particularité de la fatigue, et qui est en fait le danger, est que la rupture peut apparaître pour des contraintes nominales relativement faibles, souvent bien inférieures à la limite d'élasticité du matériau lorsque leur application est répétée un grand nombre de fois. La capacité de résistance à la fatigue des pièces définit ce qu'on appelle la limite d'endurance.

Dans la pratique, la fatigue des matériaux est abordée de deux façons différentes, à savoir : le relevé des courbes de Wöhler et le calcul de la vitesse de propagation de la fissure. La première de ces méthodes est la plus utilisée, car elle permet de déterminer une limite d'endurance en dessous de laquelle le matériau est, en principe, à l'abri des ruptures de fatigue. Néanmoins, les expériences industrielles montrent que dans des pièces en service, il peut exister des défauts, à partir desquels une fissure peut se propager et provoquer la ruine de la pièce, même si la contrainte appliquée est inférieure à la limite d'endurance. Par conséquent, l'essai d'endurance ne suffit pas toujours à caractériser la résistance à la fatigue d'un matériau. Il est donc essentiel de lui adjoindre une deuxième méthode étudiant la propagation de fissures et permettant ainsi d'évaluer de façon précise la durée de vie résiduelle d'une pièce en service. Cette deuxième approche s'appuie sur le concept de tolérance au dommage qui considère que les structures contiennent des défauts de type fissure, dont la présence est souvent inévitable car inhérente aux procédés de fabrication des composants, qu'il s'agit de dimensionner en veillant à ce que les défauts n'atteignent pas la taille critique conduisant à la rupture brutale.

LEFM (Linear Elastic Fracture Mechanics) basé sur le facteur d'intensité de contrainte K et le taux de libération d'énergie G a été très réussi pour prédire la rupture des métaux lorsque la zone plastique de la pointe de fissure est plus petite que la zone de domination K - également appelée production à petite échelle (SSY). En dessous des conditions d'écoulement

à grande échelle, cependant, la LEFM devient généralement inadéquate et des critères de rupture basés sur la plasticité des solides fissurés doivent être utilisés. Irwin [1] a introduit un concept de facteur d'intensité de contrainte efficace pour prendre la plasticité de pointe de fissure en compte. Le facteur d'intensité de contrainte efficace est obtenu en remplaçant la longueur de fissure avec une longueur de fissure efficace qui est égale à la longueur d'origine plus la moitié de la taille de la zone plastique.

Dugdale [2] a présenté un modèle de zone de rendement en bande pour déterminer la taille de la zone plastique en fines feuilles fissurées. Wells [3] et [4] a proposé d'utiliser l'ouverture des fissures COD (Crack Opening Displacement) en tant que paramètre de rupture. Le critère de COD équivaut au critère efficace du facteur d'intensité de contrainte dans des conditions d'écoulement modestes, mais peut être étendu à un écoulement plastique à grande échelle lorsqu'il est combiné avec l'équation COD du Modèle de Dugdale. Rice [5] a généralisé le concept du taux de libération d'énergie à la non-linéarité des matériaux élastiques décrits par la plasticité de la déformation et a constaté que le taux de libération d'énergie peut être représenté par une ligne intégrale, appelée J-intégrale indépendante du chemin.

Begley et Landes [6] ont ensuite proposé d'utiliser l'intégrale J pour prédire l'amorçage élasto-plastique et mesuré expérimentalement la valeur critique de J à l'initiation des fissures. En 1968, Rice et Rosengren [7] et Hutchinson [8] ont publié leur travail de pointe de fissure sur le champ de contrainte plastique (champ HRR) dans le cadre de la plasticité de déformation. Le champ HRR montre que l'intégrale J caractérise l'intensité du champ de contrainte singulier de manière similaire au rôle du facteur d'intensité de contrainte de LEFM. Parce que le champ HRR est basé sur la plasticité de la déformation, l'intégrale J, en général, peut être utilisée uniquement pour l'amorçage des fissures. En d'autres termes, le champ HRR disparaît à mesure que la fissure s'étend et se décharge.

II.2 Endommagement par fatigue :

On peut caractériser le comportement de la fissure par la relation entre la profondeur de la fissure a et le nombre de cycles N , décrivant ainsi la totalité de la propagation, depuis le début de la propagation jusqu'à la rupture.

La figure II.1 représente schématiquement ce comportement, l'évolution d'une fissure de fatigue peut être divisée en trois phases : l'initiation (ou amorçage) de la fissure, la propagation stable et la propagation rapide, conduisant à la rupture de l'élément. [9]

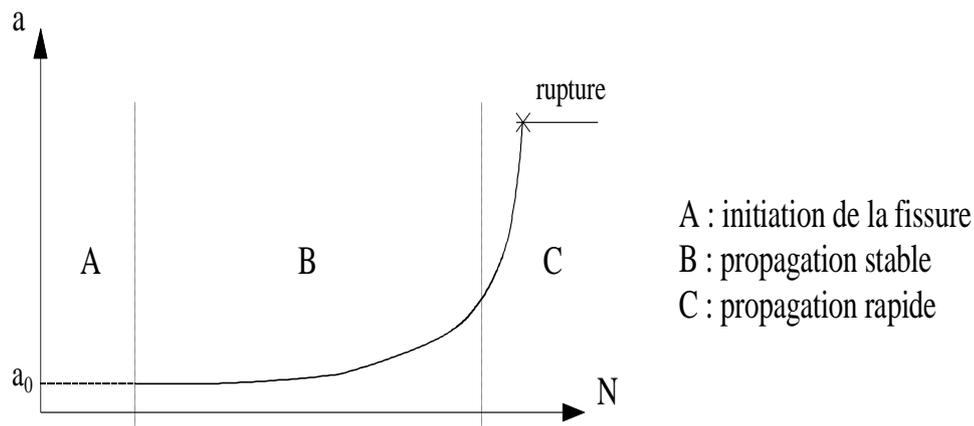


Figure II.1 : Représentation schématique de la propagation d'une fissure.

- *L'initiation (ou amorçage) de la fissure* : (phase A dans la figure II.1) est influencée principalement par la différence de contraintes $\Delta\sigma$, par le facteur de concentration de contraintes (facteur « normalisant » la géométrie du détail), par la microstructure du matériau, par la contrainte moyenne et par l'environnement. Plusieurs modèles tentant d'expliquer ce phénomène ont été développés.

En général, selon les différents auteurs, on admet que la phase d'initiation est terminée lorsque la fissure atteint une certaine dimension a_0 , souvent prise entre 0.1 mm et 0.25 mm. Pendant longtemps la dimension observable de la fissure minimale a été de 0.1 mm.

- *La propagation stable* (phase B dans la figure II.1) est influencée principalement par la différence de contraintes, par la géométrie du détail et par la géométrie de la fissure. La microstructure du matériau, la contrainte moyenne et l'environnement ont une influence moindre. Un grand nombre de modèles ont été développés pour représenter le comportement de la fissure dans cette phase
- *La propagation rapide* (phase C dans la figure II.1) conduit à la rupture de l'élément. Le nombre de cycles est ici très faible et la propagation très rapide. Mentionnons encore que la rupture fragile peut intervenir à n'importe quel moment, et non pas seulement après la phase de propagation rapide. Souvent, une petite fissure est à l'origine d'une rupture fragile, alors qu'une rupture ductile a lieu après la phase de propagation rapide, qui ne peut pas être décrite par la mécanique de la rupture linéaire élastique traditionnelle.

II.2.1 Amorçage de fissure :

Pour Suresh [10] (2001), la définition de l'amorçage d'une fissure de fatigue dépend de la résolution de la technique de caractérisation employée et des objectifs industriels ou scientifiques de l'utilisateur. Il en découle que le niveau de détail nécessaire pour la

caractérisation de la fissure de fatigue dépend des utilisations auxquelles ces informations serviront. Dans beaucoup d'applications pratiques, il a été expérimentalement observé qu'aux faibles niveaux de contrainte, la phase d'amorçage des fissures de fatigue représentait jusqu'à 90 % de la durée de vie totale.

Pour les niveaux de contrainte plus élevés, entraînant des durées de vie faible cette phase d'amorçage ne couvre qu'une très petite fraction de la durée de vie totale. En général, lors des essais de fatigue, l'amorçage des fissures apparaît principalement à la surface des éprouvettes et est généralement causé par des concentrations de contrainte, provoquant, soit la déformation plastique locale, soit la détérioration des précipités fragiles. Ces concentrations de contrainte peuvent être attribuées en particulier à :

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

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

L'étude de Grosskreutz et Shaw [11] (1969) sur l'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage d'aluminium 2024-T3 a montré que l'amorçage avait lieu à l'interface entre les inclusions et la matrice, probablement lié à des mécanismes de décohésion.

De son côté, Pearson [12] (1975) a observé la fissuration d'inclusions en regard de la fissuration à l'interface inclusion-matrice.

Les études de Magnusen et al [13] (1997) et Laz et al [14] (1998) sur les alliages d'aluminium ont révélé que les inclusions jouaient un rôle essentiel dans l'évolution de l'endommagement en fatigue.

Patton et al [15] (1998) ont étudié les mécanismes d'endommagement par fatigue d'un alliage d'aluminium 7010 et ils ont montré eux aussi que les fissures de fatigue s'amorçaient à partir de la rupture des inclusions. Ils ont également décelé de la plasticité autour de ces particules.

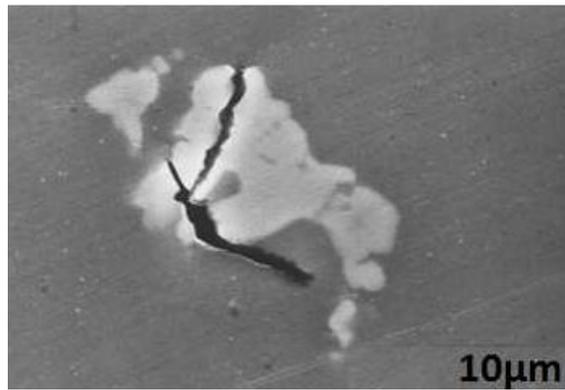


Figure II.2 : Rupture d'une inclusion intermétallique $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ [15]

DeBartolo et Hillberry [16] (2001) se sont intéressés pour leur part au rôle de ces inclusions et se sont attachés à décrire les distributions des tailles des inclusions (particules intermétalliques) ainsi que celles des tailles initiales des fissures. Ils ont alors utilisé ces distributions pour prédire la durée de vie en fatigue pour des alliages 2024-T3, 2524-T3 et 7075-T6.

Dans une étude plus récente, Oswald [17] (2003) a montré que les amorçages à partir des inclusions Mg_2Si correspondaient à des durées de vie en fatigue inférieures à celles correspondant aux amorçages à partir d'inclusions de type $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Il a expliqué ce phénomène par le comportement fragile des particules Mg_2Si ; ces particules étaient systématiquement fissurées ;

Alors que les particules riches en fer, dans de nombreux cas, ont montré un comportement plus ductile ; et dans certains cas, de la déformation plastique s'est produite au sein même de ces particules.

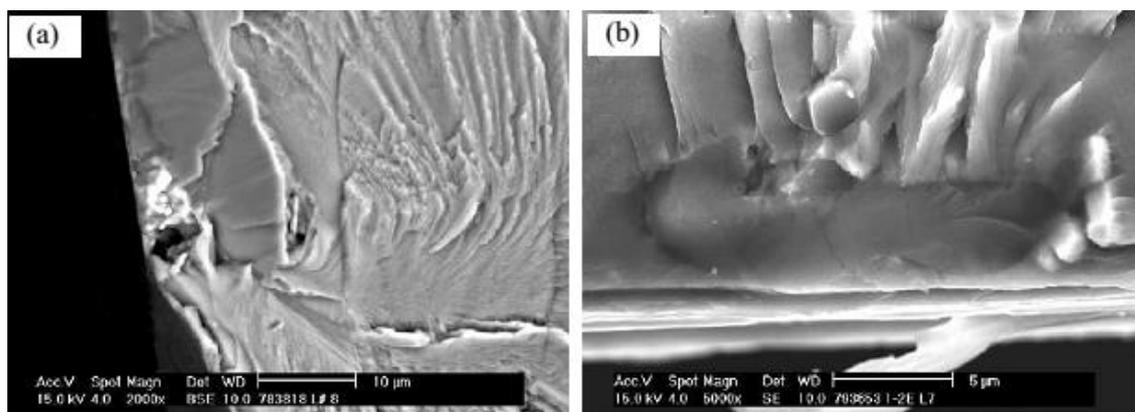


Figure II.3 : Images du MEB des inclusions à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue

(a) particule $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ et (b) particule Mg_2Si [17]

Suite à ses expériences, Merati [18] (2005) a conclu que les inclusions représentaient la caractéristique microstructurale principale des origines de la fissuration dans le cas de l'alliage 2024-T3.

Et très récemment, Payne et al [19] (2010) ont également montré que dans la plupart des cas, l'amorçage des fissures s'était produit à partir d'inclusions pré-fissurées, la fissuration de ces inclusions étant sans doute survenue lors des opérations de laminage. Ils ont pu observer directement l'évolution de l'amorçage sur une éprouvette entaillée soumise à des chargements modérés ; ces observations ont été réalisées in-situ dans la chambre d'un microscope électronique à balayage. Ils ont conclu que la fissuration des inclusions était la cause unique de l'amorçage des fissures (figure II.4) pour l'alliage 7075.

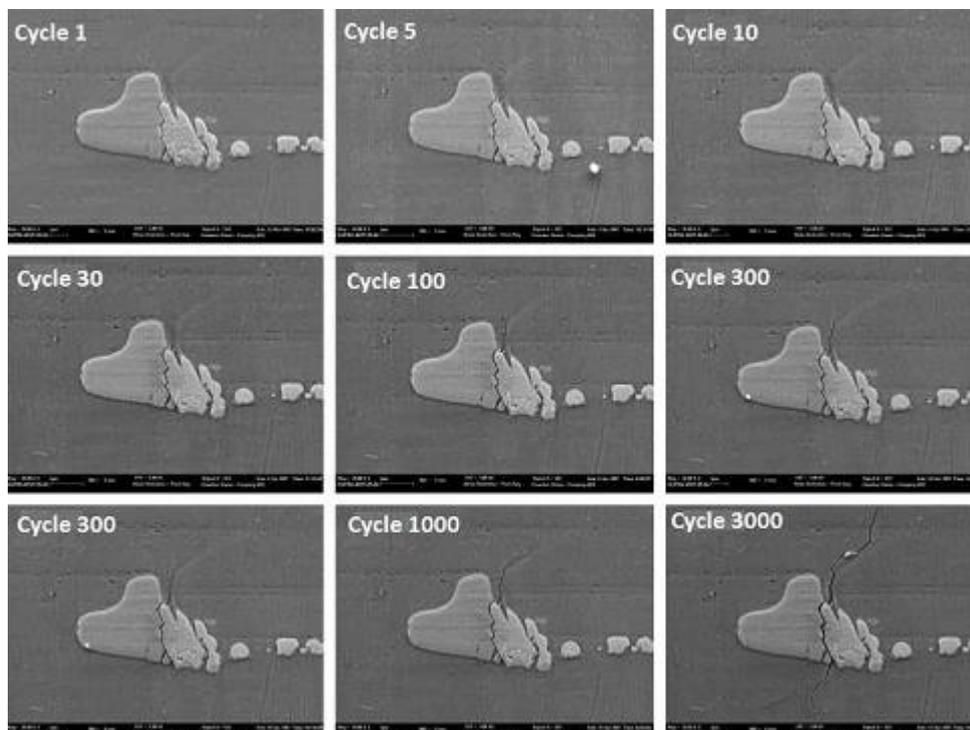


Figure II-4 : Observations au MEB des phases d'incubation, d'amorçage et de propagation d'une fissure dans une particule de fer [19]

II.2.2 Propagation de fissure :

La figure II.5 montre les différents stades de propagation de la fissure.

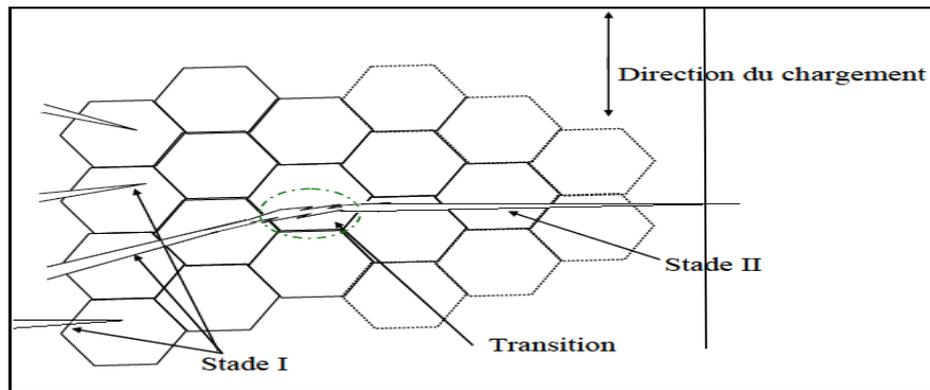


Figure II.5 : Schéma de propagation des fissures de fatigue

La plus longue fissure a franchi les joints de grains et, après une propagation sous l'effet du cisaillement en stade I, elle prend petit à petit une orientation perpendiculaire à la contrainte principale maximale et entre dans le stade II de la propagation. [20], [21]

II.3 Vitesses et Fissuration :

Lorsque l'on étudie l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de ΔK , trois domaines des fissurations A, B et C peuvent se distinguer figure II.6 :

- *Domaine A :*

C'est le domaine de très faibles vitesses ($da/dN \leq 10^{-6} (mm/cycle)$) pour les alliages d'aluminium, ce domaine est caractérisé par la présence d'un seuil de propagation en dessous duquel la fissure ne se propage pas.

- *Domaine B :*

Ce domaine appelé domaine de Paris met en évidence une relation linéaire entre $\log(\Delta K)$ et $\log(da/dN)$.

- *Domaine C :*

Ce domaine est caractérisé par un accroissement rapide de da/dN lorsque K_{max} se rapproche du facteur d'intensité de contrainte à la rupture K_c .

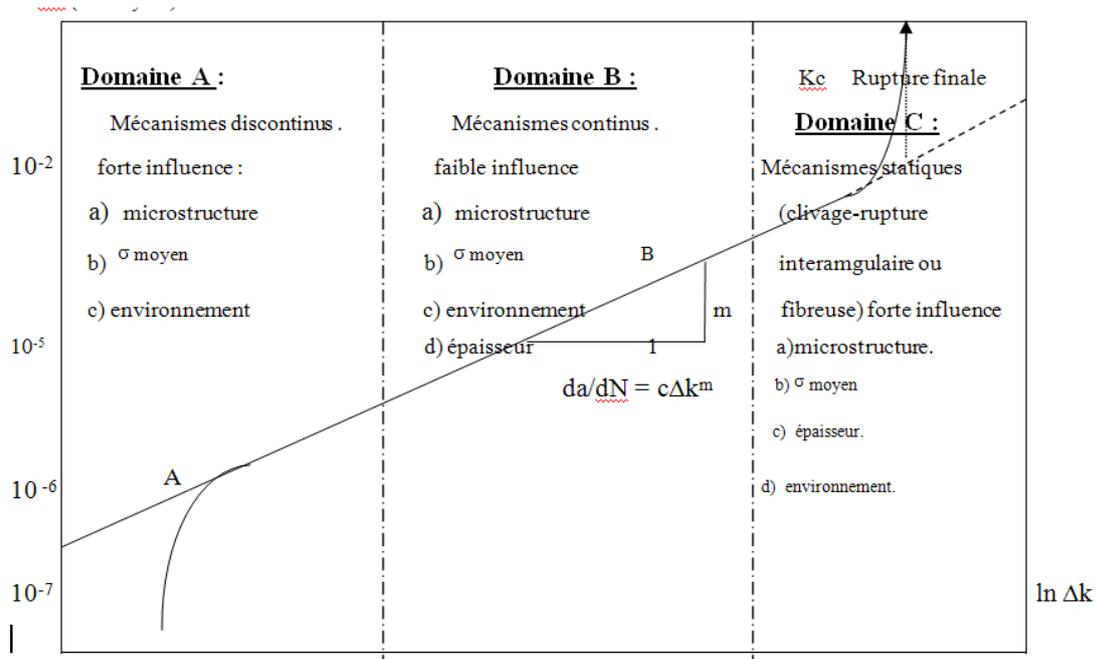


Figure II.6 : Domaines de fissuration. [9]

II.4 Modèles phénoménologiques :

Ces modèles tentent de décrire, le plus simplement possible, par une approche empirique, les variations constatées expérimentalement. Généralement, il s’agit de dégager et de transcrire en équation l’effet de ces paramètres sur la vitesse de propagation.

II.4.1 Loi de Paris :

En 1963 Paris et Erdogan proposaient une loi qui allait probablement être plus utilisée en pratique.

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \tag{II.1}$$

Avec : $\Delta K = K_{max} - K_{min}$

Et C et m des constantes qui dépendent du matériau et du rapport de charge R.

Différentes relations empiriques rendent compte de cette influence pour décrire plus complètement la courbe de propagation pour des vitesses très lentes et pour la zone de propagation rapide, certains auteurs ont intégré à la formulation, les valeurs de K_s (seuil de propagation) et de K_c (valeur critique du facteur d’intensité de contrainte).

II.4.2 Loi de Forman :

Pour décrire plus complètement la courbe de propagation Forman a proposé la relation :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\Delta K^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \tag{II.2}$$

Cette équation a été vérifiée de nombreuses fois dans *les alliages d'Aluminium*, mais ne semble pas d'écrire convenablement le comportement des aciers où l'influence du rapport R est moins marquée que ne le prévoit la relation de Forman. [9]

II.5 Champs de contraintes :

Pour expliquer l'effet d'une fissure sur le champ de contraintes dans une plaque, on peut tout d'abord regarder ce qui se passe dans une plaque soumise à une contrainte de traction uniforme σ_0 et comprenant un trou influençant le champ de contraintes dans la plaque.

La figure II.7 donne une représentation schématique, dans le cas d'un trou elliptique, de la variation des contraintes σ_y le long de l'axe x. Dans ce cas du trou elliptique, la valeur maximale de la contrainte σ_y se trouve au bord du trou à $x = a$ et $y = 0$, et est donnée par relation II.3 :

$$\sigma_{y, \max} = \sigma_0 \left(1 + 2 \frac{a}{b} \right) = \sigma_0 \left(1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \tag{II.3}$$

σ_y : contrainte dans la direction y

σ_0 : contrainte uniforme de traction appliquée dans le plan de la plaque

a, b : demi-axes du trou elliptique

ρ : rayon de courbure au sommet du trou elliptique

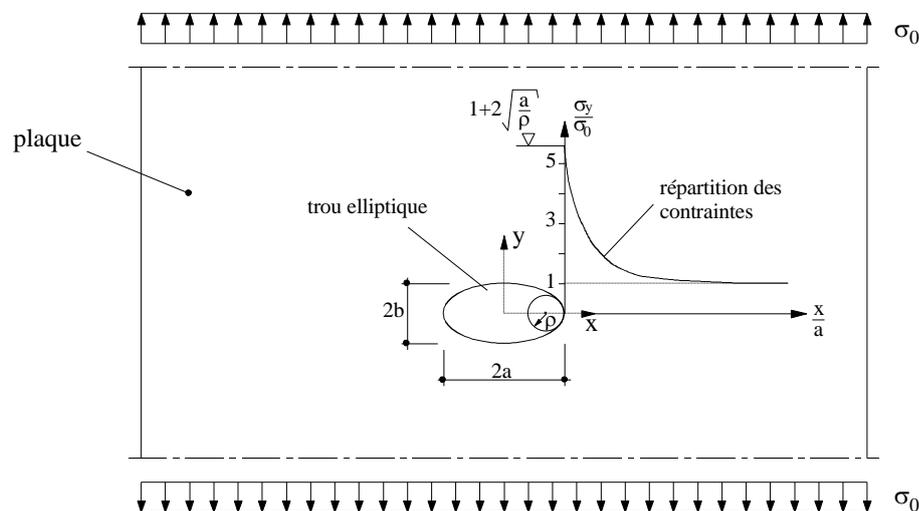


Figure II.7 : Effet d'un trou elliptique sur la répartition des contraintes dans une plaque.

Pour un trou circulaire par exemple, la relation II.3 nous donne une valeur $\sigma_{y, \max} = 3 \sigma_0$. Lorsque le rapport b/a tend vers zéro, c'est-à-dire lorsque la forme du trou tend vers celle d'une fissure, $\sigma_{y, \max}$ tend vers l'infini.

Pour analyser le champ des contraintes et des déformations au voisinage du front d'une fissure dans un matériau élastique et isotrope, on peut utiliser la méthode développée par Irwin et reprise dans un grand nombre de publications, en particulier [22]

Les équations II.4 et I.5 sont une généralisation des relations utilisées pour décrire le champ des contraintes au front d'une fissure.

Les équations II.4 ci-dessous ne concernent que les résultats pour une plaque sollicitée en mode I, les équations pour les modes II et III se trouvant dans les références précitées. Mentionnons que ces résultats sont valables pour un état plan de déformation et uniquement au voisinage de la fissure [23].

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \text{Termes d'ordre supérieur} \quad II.4$$

$$u, v, w = \frac{K}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} g_{u,v,w}(\theta) + \text{Termes d'ordre supérieur} \quad II.5$$

K : facteur d'intensité de contrainte

u, v, w : déplacements dans les directions x, y et z

G : module de glissement

On remarque, dans les équations (II-4) et (II-5), qu'apparaît un nouveau paramètre K : *le facteur d'intensité de contrainte*. Ce facteur K dépend de la contrainte appliquée ainsi que de la dimension et de la géométrie de la fissure. Il se définit par :

$$K = Y \sigma_0 \sqrt{\pi a} \quad II.6$$

Y : facteur de correction, fonction des conditions géométriques particulières dans lesquelles se développe la fissure

σ_0 : contrainte nominale

a : dimension déterminante de la fissure dans la plaque

Le facteur d'intensité de contrainte K s'exprime généralement en [MPa m^{1/2}] ou en [N mm^{-3/2}] (1 MPa m^{1/2} = 31.62 N mm^{-3/2}).

L'ouverture de la fissure appelée COD (crack opening displacement) est également un paramètre important. En prenant les notations et les axes de la figure II.8, le COD peut être décrit par l'équation II.7 [24] :

$$COD = \frac{4\sigma_0}{E} \sqrt{a^2 - x^2} \quad II.7$$

COD : ouverture de la fissure

Au centre de la fissure ($x = 0$), le COD vaut :

$$COD_{\max} = \frac{4\sigma_0 a}{E} \quad II.8$$

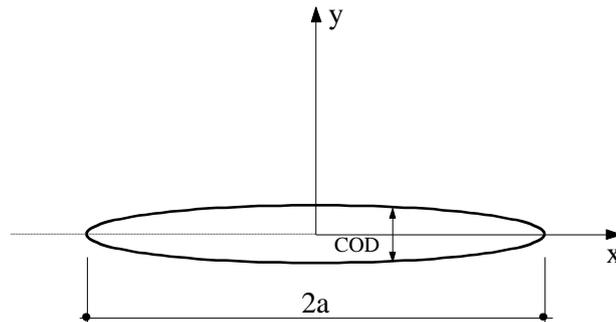


Figure II.8 : L'ouverture de la fissure

Pour une fissure traversant de longueur $2a$ dans une plaque infiniment large, la théorie de l'élasticité donne $Y = 1$. Plusieurs méthodes permettant de déterminer le facteur de correction Y ont été développées pour les autres cas afin de tenir compte des conditions géométriques particulières de l'endroit où se développe la fissure et de la fissure elle-même.

II.6 Les zones plastiques :

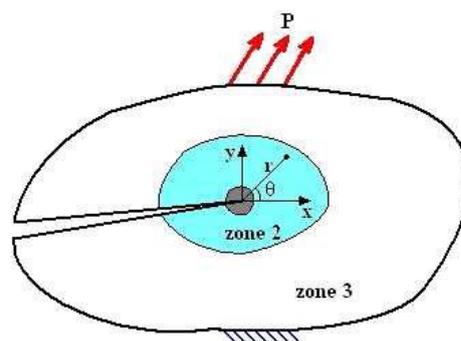


Figure II.9 : Zones plastiques

Dans l'étude de l'interaction entre une discontinuité géométrique (la fissure) et le milieu continu avoisinant, la mécanique de la rupture distingue classiquement trois zones successives autour de la tête de la fissure, figure II.9 :

La zone d'élaboration (zone 1) : qui se trouve à la pointe de la fissure et dans le sillage laissé par la fissure au cours de sa propagation ; sa taille étant en général très faible, elle est considérée comme ponctuelle d'un point de vue mécanique. Siège de contraintes très importantes qui ont endommagé fortement le matériau, l'étude de cette zone est complexe et dans notre approche est basée sur un modèle de cohésion.

La zone singulière (zone 2) : dans laquelle les champs de déplacement, de déformation et de contrainte sont continus et possèdent une formulation indépendante de la géométrie lointaine de la structure. Quantitativement, cette zone est caractérisée par un facteur multiplicateur appelé facteur d'intensité de contraintes.

La zone extérieure (zone 3) : comprend les champs lointains se raccordant d'une part, à la zone singulière, et d'autre part aux conditions aux limites. La zone singulière de la fissure (zone 2), la plus importante pour la mécanique de la rupture, est caractérisée, d'un point de vue des contraintes et des déplacements, par des champs asymptotiques. Le premier à avoir déterminé et résolu les équations de ces champs, pour le cas statique, a été Irwin en 1957, en s'appuyant sur les travaux de Griffith.

Les équations II.4 et II.5 donnent le champ de contraintes à proximité du front de la fissure pour un matériau élastique. Toutefois, si on s'approche très près du front de la fissure, c'est-à-dire lorsque $r \rightarrow 0$, le calcul théorique montre que les contraintes vont tendre vers l'infini. En fait, la résistance ne peut pas dépasser la limite d'élasticité f_y du matériau qui va commencer à se plastifier à proximité du front de la fissure, créant ainsi une *zone plastique* [25].

Les critères de Tresca ou de Von Mises permettent de déterminer avec précision la forme de la zone plastique. Par simplification, on peut admettre que cette zone est circulaire. La grandeur de cette zone peut être estimée comme la distance r_y entre le front de la fissure et le point où la contrainte dépasse la limite d'élasticité f_y . r_y peut être déduit des équations théoriques simplifiées

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{f_y} \right)^2 \quad \text{II-9}$$

En réalité, la zone plastique est plus grande. En effet, toute la « charge » représentée dans la figure II.10 par la zone hachurée située au-dessus de la limite d'élasticité f_y doit être reprise. Ceci se fait par le matériau situé juste plus en aval de la fissure qui se plastifie à son tour. Si on considère une nouvelle courbe tenant compte de la plastification, il faut que les deux zones hachurées (celle en dessus de f_y et celle en dessous de f_y) aient la même aire. On peut

démontrer, en intégrant la fonction de la courbe de distribution des contraintes en mode élastique, que l'on arrive à ce résultat en prenant, pour la courbe de distribution des contraintes tenant compte de la plastification, une courbe identique à la courbe de distribution des contraintes en mode élastique, mais décalée d'une valeur r_y , c'est-à-dire en admettant une zone plastifiée r_{pl} égale à deux fois r_y .

$$r_{pl} = 2 r_y \quad II.10$$

On a donc une grandeur de zone plastifiée r_{pl} égale à :

$$r_{pl} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K}{f_y} \right)^2 \quad \text{État de contrainte plane} \quad II.11$$

Ces formules sont valables en *état de contrainte plane*. [26] En état de déformation plane, la dimension de la zone plastique diminue, car la limite d'élasticité effective peut être jusqu'à trois fois plus importante en état plan de déformation qu'en état plan de contrainte. On peut montrer que la zone plastique en état plan de déformation est environ trois fois plus petite que la dimension de la zone plastique en état plan de contrainte (cette dimension varie selon le coefficient de poisson ν du matériau considéré ; cette valeur de 3 est valable pour un coefficient de poisson égal à 1/3). En état plan de déformation, r_{pl} vaut donc :

$$r_{pl} = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K}{f_y} \right)^2 \quad \text{État de déformation plane} \quad II.12$$

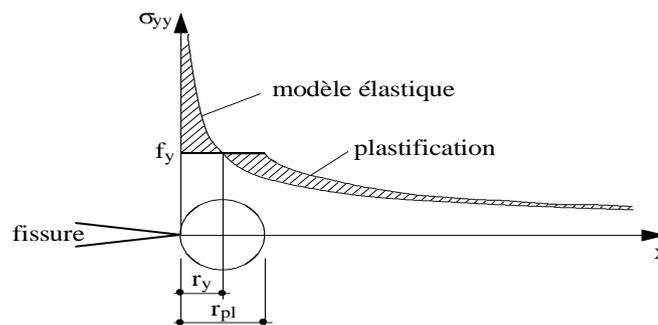


Figure II.10 : Distribution des contraintes au front d'une fissure : modèle élastique et après déformation plastique (Irwin)

II.7 Intégrale J :

A l'instar de la méthode du CTOD, l'intégrale J permet de déterminer les caractéristiques du matériau à la rupture lorsque les effets de la plasticité ne sont pas négligeables. Cette intégrale

curviligne, proposée par Rice en 1968[27], est définie par la relation II.14, avec les notations de la figure II.11.

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - \vec{T} \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} ds \right) \tag{II.14}$$

$$W = W(x, y) = W(\epsilon) = \int_0^{\epsilon} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \tag{II.15}$$

- Γ : chemin d'intégration entourant le front de la fissure, défini dans le sens contraire des aiguilles d'une montre
- W : densité d'énergie de déformation, définie par la relation II.15
- \vec{T} : Vecteur de traction, perpendiculaire à Γ , dirigé contre l'extérieur du chemin d'intégration
- \vec{u} : Vecteur déplacement à la position ds
- ds : élément d'arc du chemin d'intégration Γ
- ϵ_{ij} : tenseur des déformations

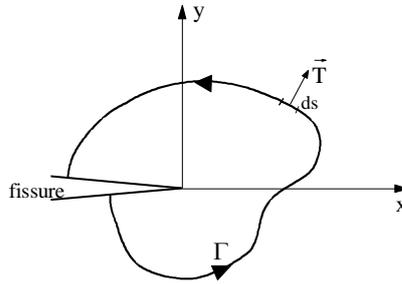


Figure II.11 : Intégrale curviligne J et système d'axes

L'intégrale J est indépendante du chemin d'intégration choisi pour un matériau ayant un comportement non linéaire élastique. Dans le cas d'un comportement linéaire élastique, l'intégrale J est identique à G, l'énergie libérée par la relaxation des contraintes (energy release rate), dont le concept est introduit au paragraphe suivant. On a la relation suivante entre K_I et J :

$$J = \frac{K_I^2}{E} \quad \text{État plan de contrainte} \tag{II.16}$$

$$J = \frac{K_I^2}{E} (1 - \nu^2) \quad \text{État plan de déformation} \tag{II.17}$$

L'intégrale J est définie comme une mesure de l'intensité de la déformation à une pointe de fissure pour les matériaux non linéaires et elle est largement reconnue comme un paramètre de mécanique de la rupture lié à la croissance des fissures. En raison de l'importance de l'intégrale J dans l'évaluation des défauts, son calcul numérique précis est fondamental pour l'application pratique de la mécanique des ruptures dans la conception des structures. [28]

II.8 Paramètres influençant la fissuration par fatigue :

La connaissance de la résistance à la fissuration par fatigue est nécessaire pour toute structure soumise en service à des chargements cycliques. Puisque, dans la plupart des cas, les pièces comportent des défauts, il est donc important de bien maîtriser leur développement éventuel et de caractériser leur résistance à la fatigue. Dans la suite, nous traiterons les différents paramètres qu'il faut prendre en compte et qui ont une grande influence lors de la fissuration par fatigue.

Plusieurs paramètres mécaniques et microstructuraux influencent la propagation des fissures de fatigue. Cette influence est plus ou moins importante suivant le domaine de fissuration étudié et les conditions d'essais. Ces grandeurs peuvent se regrouper en deux catégories : les paramètres intrinsèques (microstructures, comportement élasto-plastique,...) et extrinsèques (rapport de charge, environnement,...). Enfin, il se peut que plusieurs paramètres interagissent.

II.8.1 Influence du rapport de charge :

Lorsque le rapport de charge R augmente, la vitesse de fissuration croît pour un même ΔK , mais les courbes $da/dN - \Delta K$ possèdent la même allure [29]. Autrement dit, quand un matériau est sollicité à R plus élevé, sa résistance à la fissuration est plus faible ; par contre, ceci a un effet bénéfique sur la durée de vie exprimée en fonction de la contrainte maximale.

Lorsque la vitesse de propagation est représentée en éliminant les contraintes de fermeture ($da/dN - \Delta K_{eff}$), un comportement identique est observé pour les différents rapports de charge, donc d'éliminer l'influence du niveau moyen de contrainte appliquée. Elber proposa de remplacer ΔK par ΔK_{eff} dans la loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m \quad II.18$$

II.8.2 Influence de l'environnement :

On entend généralement par effet de l'environnement l'action du milieu corrosif sur le matériau : air sec ou humide, oxygène, vapeur d'eau, hydrogène... Cet effet se manifeste à la

fois sur les durées de vie, sur les vitesses de propagation des fissures et sur les faciès de rupture, comparés à ceux obtenus sous vide ou atmosphère neutre [30].

La fatigue-corrosion est un phénomène d'endommagement qui résulte de l'action combinée d'un milieu agressif et d'une charge cyclique. D'une façon générale, la durée de vie d'une pièce soumise à la fatigue-corrosion est d'autant plus faible que la contrainte est élevée [31]. Mais une contrainte faible peut suffire pour faire apparaître le phénomène bien qu'il existe souvent un seuil de non-fissuration. On note que le comportement en propagation des fissures de fatigue-corrosion à faible contrainte dépend aussi bien du temps que des cycles de charge appliqués ; à faibles contraintes d'essai, l'influence de la dépendance vis-à-vis du temps augmente beaucoup puisque la contribution mécanique à la propagation de fissure est relativement faible (c'est la corrosion qui prédomine).

II.8.3 Influence de la surcharge :

Les structures en service sont soumises à des chargements dont l'amplitude varie le plus souvent au cours du temps. Ces différences de niveaux de cycles de chargement entraînent des conséquences sur la propagation de fissure pouvant conduire à des accélérations ou des ralentissements significatifs. En effet, l'application brusque d'une surcharge au cours d'un essai de propagation de fissure de fatigue sous un chargement d'amplitude constante provoque un retard sur la propagation de fissure, c'est à dire que la fissure s'arrête et ne redémarre qu'après un grand nombre de cycles (II-12). Ce phénomène résulte de la formation d'une zone plastique importante au moment de la surcharge et de contraintes résiduelles de fermeture importantes.

De ce fait, la contrainte d'ouverture augmente beaucoup. De même, si une sous-charge intervient dans ce type de chargement, une accélération de la vitesse de propagation peut être observée. Par conséquent, par son effet bénéfique sur la durée de vie en fatigue, la surcharge peut être considérée comme un moyen de "réparation" lors de l'apparition d'une fissure. Toutes les études s'accordent pour confirmer que le retard est une fonction croissante de l'amplitude de surcharge [32] [33] [34].

L'étude menée par Decoopman [35] montre que le retard occasionnel après surcharge peut être expliqué par une combinaison des mécanismes suivants : les contraintes résiduelles à l'intérieur de la zone plastique, la fermeture induite par la plasticité et la déviation du trajet de la fissure.

Desforges [34] a effectué des mesures de contraintes en pointe de fissure après une surcharge par une méthode utilisant la diffraction des rayons X sur un acier E550. Les résultats montrent que les retards observés sur des essais sous chargement d'amplitude variable simplifié

(surcharges répétées) sont attribués à une modification du champ de contrainte en pointe de fissure, c'est à dire que les surcharges engendrent des contraintes de compression qui diminuent le niveau de contrainte en pointe de fissure. Mais lorsqu'une sous-charge précède une surcharge, il y a peu d'influence sur le retard provoqué par la surcharge ; dans le cas contraire, il est généralement constaté une réduction de l'effet de retard qui résulte de la surcharge [34].

L'effet d'une surcharge appliquée à une fissure créée sous chargement d'amplitude constante se manifeste sous la forme d'un ralentissement ou d'un retard voire même d'un arrêt définitif de la fissure. Il existe une valeur du taux de surcharge τ_{\min} en dessous de laquelle aucun effet de retard n'est observé et une valeur maximale τ_{\max} à partir de laquelle un retard devient un blocage définitif.

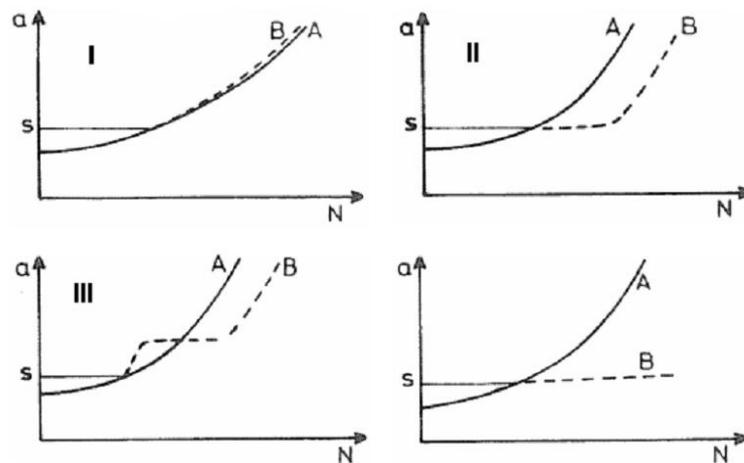


Figure II.12 : Différents types du comportement au retard.

I : retard perdu, II : retard, III : retard différé et IV : blocage [36]

Différents travaux ont été effectués pour contribuer à allonger la durée de vie en réparant les fissures existantes observées dans la structure. Les résultats montrent que l'application d'un ou plusieurs cycles de surcharges conduits à retarder la propagation de la fissure voire à l'arrêter. On peut également trouver des techniques telles que l'infiltration d'une résine ou la création d'un trou en aval de l'extrémité de la fissure. En résumé, l'application d'une surcharge provoque un retard sur la vitesse de fissuration. En dessous d'une certaine valeur de taux de surcharge τ_{\min} , il n'y a pas d'effet retard, et à partir d'une valeur maximale τ_{\max} , la fissure peut être complètement bloquée si la surcharge est de traction [37, 38].

II.8.4 Influence de la microstructure sur le comportement en fatigue des matériaux :

Une influence significative de la microstructure sur les vitesses de fissuration est observée, en particulier au voisinage du seuil. Sous air cette influence est couplée à celle de l'environnement ce qui rend difficile l'analyse des micro-mécanismes mis en jeu [39].

Les nombreuses études concernant ce problème ont fait apparaître que cette influence était due à plusieurs facteurs parmi lesquels :

- La nature du glissement
- La loi de comportement cyclique du matériau
- Le chemin de fissuration

II.8.5 Influence de la température :

La limite d'élasticité et la résistance à la traction diminuent lorsque la température augmente. Il en sera de même de la limite d'endurance qui leur est proportionnelle. Par contre, l'augmentation des possibilités d'écoulement avec l'élévation de température diminue la sensibilité à l'effet d'entaille. Ceci tant que n'apparaissent pas des phénomènes durcissant au cours même de l'essai de fatigue (comme le vieillissement dynamique sous contrainte) qui, alors, élèvent les caractéristiques mécaniques.

Pour calculer l'effet de l'élévation de la température sur la limite d'endurance, à partir des courbes de variation de résistance à la traction ou de dureté à chaud, il est nécessaire de tenir compte des vitesses de déformation dont dépendent la position et l'amplitude des phénomènes durcissant qui peuvent se produire.

II.9 Mesure de la vitesse de fissuration :

Après avoir relevé les longueurs de fissures (a_i) et le nombre de cycles correspondant (N_i) à chaque longueur, les vitesses de fissuration sont calculées à l'aide de la méthode dite *sécante*, selon laquelle nous avons considéré deux couples successifs (a_i, N_i) et (a_{i+1}, N_{i+1}).

Nous avons adopté la longueur moyenne $a = (a_i + a_{i+1})/2$ qui sert au calcul de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK . La vitesse de fissuration, pour la longueur a est évaluée par l'expression suivante [40] :

$$\frac{da}{dN} \approx \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad II.19$$

II.10 Phénomène de fermeture :

L'explication du phénomène de fermeture a été apportée en 1971 par les travaux d'Elber, qui a également procédé à la mise en évidence expérimentale du phénomène. La notion de fermeture traduit le fait que la fissure puisse se fermer prématurément avant d'atteindre la

charge minimale. Le phénomène de fermeture résulte de plusieurs paramètres tels que la longueur de fissure, le type de chargement et de l'environnement.

Ce phénomène constitue un aspect fondamental si l'on souhaite comparer les fissures courtes et longues. Pendant le chargement cyclique de fatigue, les trois mécanismes primaires responsables partiellement de la fermeture des fissures au-dessus de la charge minimale sont : la fermeture induite par la plasticité, la fermeture induite par les dépôts d'oxydes sur les surfaces fraîchement rompues et la fermeture induite par la rugosité [30].

II.10.1 Fermeture induite par la plasticité :

En se propageant, une fissure de fatigue entraîne avec elle la zone plastifiée qui se développe à son extrémité. Il se forme ainsi, au fur et à mesure que la fissure progresse, un sillage plastique autour de la fissure. Au cours d'un cycle de fatigue ultérieur, la décharge élastique du matériau entraîne des contraintes de compression sur le sillage plastique de la fissure : c'est le phénomène de fermeture induite par la plastification. Elber [30] a observé pour la première fois un contact prématuré des lèvres de la fissure pendant la décharge lorsque la contrainte nominale n'est pas encore nulle. Il a alors introduit le concept de fermeture de fissure de fatigue induite par la plasticité.

En effet, durant la propagation de la fissure, les contraintes de compression, créées autour de la fissure lorsque la charge tend vers zéro, empêchent l'ouverture de la fissure, diminuant ainsi l'ouverture théorique du front de fissure. Ainsi, alors que l'éprouvette est globalement en traction, la pointe de la fissure peut rester fermée jusqu'à une contrainte que l'on appellera contrainte ou charge d'ouverture (Figure II.13). Comme la fissure ne peut se propager que lorsque son extrémité est ouverte, l'amplitude du chargement global appliquée :

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad \text{II.20}$$

Se trouve alors réduit à une valeur plus faible telle que $\Delta\sigma_{\text{eff}} = \sigma_{\max} - \sigma_{\text{ouv}}$. Ce phénomène s'observe expérimentalement par le non linéarité de la courbe charge/déplacement d'une éprouvette fissurée. Ceci permet d'introduire un paramètre intrinsèque ΔK_{eff} :

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{\text{ouv}} \quad \text{II.21}$$

Qui rendrait donc compte des propriétés du métal hors influence des paramètres mécaniques liés à l'expérimentation : la représentation des courbes de fissuration en termes de ΔK_{eff} permet d'éliminer l'effet du rapport de charge ; ΔK_{eff} désigne l'amplitude efficace du facteur d'intensité des contraintes et correspond ici à la partie efficace du cycle de fatigue.

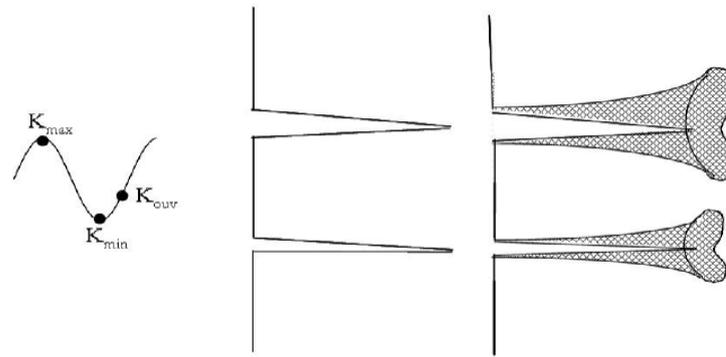


Figure II.13 : Représentation schématique du mécanisme de fermeture induite par la plasticité. [30]

II.10.2 Fermeture due à l'oxydation :

La deuxième raison invoquée pour expliquer le phénomène de fermeture concerne le dépôt des débris d'oxyde sur les surfaces fraîchement rompues (Figure II.14). Cette couche, dont l'épaisseur peut atteindre le même ordre de grandeur que le déplacement des lèvres en pointe de fissure, empêche la re-fermeture totale des surfaces fissurées, et par conséquent, elles modifient la cinétique de propagation de celle-ci. [30]

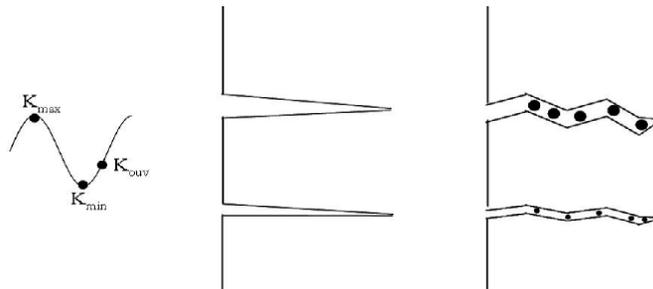


Figure II.14 : phénomène de fermeture concerne le dépôt des débris d'oxyde sur les surfaces fraîchement rompues

Un nombre important d'études montre que les épaisseurs d'oxyde sont différentes suivant l'environnement pour un rapport de charge donné.

On peut conclure qu'il existe une forte dépendance entre la fermeture de la fissure et l'oxydation des surfaces.

Plusieurs études ont montré que la fermeture induite par l'oxydation est prédominante au voisinage du seuil de propagation.

II.11 Conclusion :

Dans le chapitre précédent, nous avons présenté un nombre spécifique de problèmes de base de propagation des fissures de fatigue, les modèles phénoménologiques, la définition de la

zone plastique en point de fissure, les critères affectant la fissuration par fatigue et le phénomène de fermeture.

À la lumière de ce chapitre, nous avons pu avoir un aperçu des lois qui régissent ce phénomène, à savoir la rupture des matériaux par la propagation de fissures sans tenir compte de la durée de vie avant le début de la fissure. En conclusion, les paramètres de la rupture présentés dans ce chapitre tels que le FIC sont la base de toute analyse des mécanismes de la rupture.

Références

- [1] Irwin G.R., (1960), “Plastic zone near a crack and fracture toughness”, in: Proceedings of the 7th Sagamore Ordnance Materials Conference, New York, Syracuse University, pp 63-78.
- [2] Dugdale D.S., (1960), “Yielding of steel sheets containing slits”, *Journal of Mechanics and Physics of Solids*. 8 Edition 100–104.
- [3] Wells A.A., (1961), “Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast fracture, in: Proceedings of the Crack Propagation Symposium”, Vol. 1, Paper 84, Cranfield, UK.
- [4] Wells A.A., (1963), “Application of fracture mechanics at and beyond general yielding”, *British Welding Journal*. 11 563–570.
- [5] Rice J R., (1968), “A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks”, *ASME Journal of Applied Mechanics – American Society of Mechanical* 35 379–386.
- [6] Begley J A., Landes J.D, (1972), “The J-integral as a fracture criterion”, in: ASTM STP 514, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1–20.
- [7] Rice J R., Rosengren G F, (1968), “Plane strain deformation near a crack tip in a power law hardening material”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids – Elsevier*, 16 1–12.
- [8] Hutchinson J W., (1968), “Singular behavior at the end of a tensile crack in a hardening material”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids – Elsevier*, 16 13–31.
- [9] Haesler V. (1997), “Etude de la ténacité des aciers de construction et influence sur la fiabilité des structures”, Thèse de Docteur Es science, Ecole Polytechnique de Lausanne.
- [10] S. Suresh, (2001), “Fatigue of materials”; UK, Cambridge University Press.
- [11] J. Grosskreutz and G. Shaw, (1969), “Critical mechanisms in the development of fatigue cracks in 2024-T4 aluminium”. In: P. Pratt, Editor, Proceedings of fracture, proceedings of the second international conference on fracture, Chapman and Hall, Brighton (UK), pp. 620– 629.
- [12] S. Pearson, (1975), “Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks”, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 7, pp. 225–247.
- [13] R.J. Magnusen, A.J. Bucci, J.R. Hinkle, H.J. Brockenbrough and J. Konish, (1997), “Analysis and prediction of microstructural effects on long-term fatigue performance of an aluminium aerospace alloy”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 19, pp. 275-283.

- [14] P.J. Laz and B.M. Hillberry, (1998), "Fatigue life prediction from inclusion initiated cracks", *International Journal of Fatigue*, Vol. 20, pp. 263-270.
- [15] G. Patton, C. Rinaldi, and R. Fougères, (1998), "Study of fatigue damage in 7010 aluminium alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 254, pp. 207-218.
- [16] E.A. DeBartolo and B.M. Hillberry, (2001), "A model of initial flaw sizes in aluminium alloys", *International Journal of Fatigue*, Vol. 23, pp. 79-86.
- [17] L.E. Oswald, (2003), "Effects of microstructure on high cycle fatigue of an Al-Zn-Mg-Cu alloy (Al-7075)", Master thesis report, University of Pittsburgh.
- [18] A. Merati, (2005), "A study of nucleation and fatigue behavior of an aerospace aluminium alloy 2024-T3", *International Journal of Fatigue*, Vol. 27, pp. 33-44.
- [19] J. Payne, G. Welsh, R.J. Christ, J. Nardiello and J.M. Papazian, (2010), "Observations of fatigue crack initiation in 7075-T651", *International Journal of Fatigue*, Vol. 32, pp. 247-255.
- [20] C-Bathias et J-PBailon ; (1997), "la fatigue des matériaux et des structures" ; Editions Hermès, p 123-130.
- [21] Recho N. (1995), "Rupture par fissuration des structures", Editions Hermès, Paris, p86-99.
- [22] Labbens R. (1980), "Introduction à la mécanique de la rupture", Editions Pluralis, France.
- [23] Bernard B, (1980), "Notions pratique de la mécanique de la rupture", Editions Eyrolles, France.
- [24] V. Doquet, G. Bertolino, (2007), "Local approach to fatigue cracks bifurcation" Ecoleoly technique, France.
- [25] P. Johan Singh a, C.K. Mukhopadhyay a, T. Jayakumar a, S.L. Mannan b, Baldev Raja; (2007), "Understanding fatigue crack propagation in AISI 316 (N) weld using Elber's crack closure concept": Experimental results from GCMOD and acoustic emission techniques *International Journal of Fatigue*.
- [26] M. Niinomi; "Fatigue characteristics of metallic biomaterials"; Department of Biomaterials Science, Institute for Materials Research, Tohoku University 2001.
- [27] Zeghloul A, (2003), "Concepts fondamentaux de la mécanique de la rupture", DEA, université Metz.
- [28] Rodes J., Brossier R., Gong X J., Rousseau J., (2006), "Etude des performances des structures composites réparées". *Matériaux 2006*, 13-17 novembre Dijon, France.
- [29] Elber, W. (1970), "Fatigue Crack Closure under Cyclic Tension". *Engng. Fract. Mech.*

- [30] Elber, W. (1971), "the Significance of Fatigue Crack Closure". *Damage Tolerance in Aircraft Structures ASTM STP 486*, 230 - 242.
- [31] Klesnil, M. à Lukas. (1972), "The influence of strength and stress history on growth and stabilization of fatigue cracks". *Engineering Fracture Mechanics* 4, 77 - 92.
- [32] A. Imad, (1989), "Mécanisme du retard induit par l'application d'une surcharge au cours de la propagation d'une fissure de fatigue", U.S.T.L., Lille.
- [33] N. Ranganathan, (1985), "Contribution au développement d'une approche énergétique à la propagation d'une fissure de fatigue", thèse de docteur ès sciences physiques de l'université de Poitiers.
- [34] J.R. Desforges, (1996), "Programmation en fatigue des fissures courtes dans les alliages d'aluminium", ENSMA Poitiers.
- [35] X. Decoopman, (1976), "Influence des conditions de chargement sur le retard à la propagation d'une fissure de fatigue après l'application d'une surcharge", HEI Lille 1999.
- [36] J.P. "Bernard and col", *ASTM STP 595*, p.78.
- [37] R.E. Jones, (1973), "Fatigue crack growth retardation after single-slice peak overload in Ti-6Al-4V titanium alloy", *Eng. Fract. Mech*, 5, p.585-604.
- [38] O. ONI, (1986), "Contribution à l'étude des fissures courtes se propageant en fatigue dans les aciers", Université de technologie de Compiègne.
- [39] JENDOUBI Khemaïs, (1987), "Mesures locales et globales des paramètres mécaniques gouvernant la fissuration par fatigue", Thèse présentée à L'ENSMA pour obtenir le grade de docteur de l'université de Poitiers.
- [40] El Malki Alaoui, A. (2005), "Influence du chargement sur la propagation en fatigue de fissures courtes dans un acier de construction navale". Thèse de doctorat ; METZ.

CHAPITRE III

Etude du développement de fissures sous chargement thermomécanique

III.1 Introduction :

La présence d'une fissure dans un équipement sous chargement mécanique couplé à des conditions environnementale (température) nécessite, pour des raisons de sécurité évidentes, de connaître de manière précise son degré de nocivité. Lorsque cette fissure se propage, sous chargement thermomécanique, il est important d'évaluer rapidement l'évolution de ce degré de nocivité et plus concrètement la durée de vie de la structure fissurée. La résolution de ce type de problème, dans le cadre de la mécanique de la rupture, s'effectue classiquement par la méthode des éléments finis. Mais la simulation numérique de la propagation d'une fissure bidimensionnelle avère toujours délicate pour des raisons relatives au maillage [1].

Le comportement asymptotique du champ de déplacement au voisinage du front de fissure nécessite en effet l'utilisation locale d'un maillage extrêmement raffiné. Le remaillage de la structure complète à chaque état d'avancement du front étant prohibitive, une solution consiste à isoler la discontinuité dans un bloc-fissure, représentant le voisinage strict de la fissure, dont le maillage dépend de la taille du défaut et qui peut s'insérer à tout moment dans le reste de la structure, dont le maillage est fixé une fois pour toutes.

Dhondt (1998) qui propose, toujours dans le cadre de la méthode des éléments finis, une autre solution de remaillage local avec génération d'éléments hexaédriques au passage de la fissure. De manière plus générale, il existe des méthodes dites « sans maillage » qui permettent, en principe, de se débarrasser de toutes les difficultés liées au maillage [2]. Jordan T (2019) : L'effet des paramètres supplémentaires SDB (Slide Diamond Burnishing) sur le comportement à la fatigue de l'alliage 2024-T3 Al a été étudié expérimentalement. Des échantillons lisses en forme de sablier ont été polis à la lame en utilisant différentes combinaisons de paramètres SDB supplémentaires, puis soumis à des tests de fatigue en flexion.

Les contraintes résiduelles, introduites par le SDB, ont été mesurées par la technique de diffraction des rayons X. La microstructure proche de la surface des échantillons polis sur lame a été étudiée. Il a été établi que le SDB produit deux effets principaux, qui dépendent de paramètres supplémentaires du SDB. L'essence du macro-effet est la création de contraintes de compression résiduelles dans les couches superficielles et sous-marines. Ces contraintes retardent la formation et la croissance des macro-fissures de fatigue et augmentent ainsi la durée de vie des composants polis par lame [3].

Ö. Karakaş et J. Szusta (2016) : Des tests monotones ont été effectués pour déterminer l'influence de la température sur les propriétés mécaniques du matériau. Le but des tests cycliques était d'acquérir les paramètres requis pour l'équation de Manson-Coffin afin de tracer les courbes de vie contrainte-fatigue. De plus, le comportement contrainte-déformation de l'alliage et le comportement de durcissement cyclique ont été évalués en utilisant l'équation de Ramberg-Osgood. Les résultats obtenus indiquent que la durée de vie en fatigue est réduite lorsque la température de fonctionnement augmente [4].

K. Punith Gowda (2015) révèle l'étude des propriétés mécaniques des MMC de carbure de tungstène Al2024 (Metal Matrix Composites) contenant des particules de carbure de tungstène (WC). Les particules de renfort en alliage Al2024 variaient de 0% à 5% en poids. Les résultats de cette étude ont révélé qu'à mesure que la teneur en particules de carbure de tungstène augmentait, la résistance à la traction, la dureté et le module d'Young, la résistance à la compression, augmentaient. Significativement, accompagné d'une réduction de la ductilité [5].

Mohammad Zaki Mubarak (2015) révèle les influences des paramètres d'anodisation d'Al 2024 T3 dans le TSA (acide tartrique-sulfurique) sur l'épaisseur, le poids et la résistance à la corrosion de la couche anodisée sont étudiés. Le test de résistance à la corrosion a été effectué en effectuant un test de brouillard salin pendant 336 heures et des mesures de polarisation anodique à l'aide d'un potentiostat. Les résultats ont montré que le facteur le plus important pour déterminer l'épaisseur et le poids de la couche anodisée est la température, suivie par la tension appliquée, l'interaction tension-température, la température et la durée de la couche [6].

Dans cette étude, un outil de simulation de la propagation de fissures dans des équipements sous chargement thermomécanique. Un modèle tridimensionnel d'éléments finis est utilisé dans l'analyse en utilisant le code des éléments finis ABAQUS.

L'objectif de ce chapitre est d'analyser le champ de contraintes, de déplacements et de déformations suivant le ligament d'une plaque fissurée soumise à un chargement thermomécanique afin de mettre en évidence l'effet de la température sur la propagation de fissures. Pour cela, On considère deux plaques rectangulaires en alliage d'aluminium ayant les dimensions suivantes : (30 mm x 10 mm x 2.29 mm) et (150 mm x 50 mm x 2.29 mm). On suppose une fissure de longueur a (mm) située à l'extrémité des plaques.

Les deux plaques en question sont sollicitées en traction uniaxiale en déformation plane à différentes températures. On appliqué un chargement d'amplitude constante $\sigma = 118$ MPa sur

la partie supérieure et un encastrement total sur la partie inférieure ($U_1=U_2=U_3=UR_1=UR_2=UR_3=0$).

III.2 Première étude :

III.2.1 Matériau utilisé :

Le matériau utilisé est un alliage d'aluminium 2024-T3. L'alliage 2024 est un alliage d'aluminium cuivre magnésium avec une haute teneur en cuivre allant jusqu'à 4% en masse. Généralement, on trouve toujours la présence d'impuretés dans la composition telles que le fer et le silicium. En plus des précipités durcissant, fines particules de tailles ≈ 100 nm qui se forment lors des traitements thermiques, l'alliage 2024, contient des particules intermétalliques, ces particules sont de tailles bien supérieures aux précipités durcissant, elles se forment au cours de l'élaboration et n'ont pas d'effet dans le processus de durcissement. En revanche, elles ont un rôle important dans les phénomènes de corrosion localisée. Baog et al [07] n'ont estimé que la densité des intermétalliques est de l'ordre de 300 000 particules/cm². La microstructure de ces alliages devient très complexe compte tenu de la différence de composition et des différentes formes de ces intermétalliques qui sont de deux types :

- *Les particules S (Al₂CuMg)* : d'après Buchheit et al [08], les particules S représentent 60% des particules intermétalliques présentes dans l'alliage 2024-T3. Elles sont de forme arrondie, de tailles comprises entre 1 et 5 μ m [09].
- *Les particules d'Al-Cu-Fe (Mn)* : plusieurs auteurs ont travaillé sur la caractérisation de ces particules selon leur taille et leur composition chimique [07, 08, 10]. Les particules de type Al-Cu-Fe (Mn) sont généralement plus grosses que les particules de la phase S, de tailles comprises entre 10 et 25 μ m et leurs formes sont irrégulières.

Le Tableau III.1 résume les particules intermétalliques de ce type présentes dans l'alliage 2024-T3.

Al-Cu-Fe(Mn) intermetallic compounds	
Composition	Reference
Al ₇ CuFe ₂	[07, 10]
Al ₁₂ (Fe, Mn) 3Si	[11]
Al ₆ (Fe, Cu, Mn)	[08, 10, 11]
(Al, Cu) 6Mn	[08, 10]
Al ₆ MnFe ₂	[08]
Al ₂₀ (Cu, Fe, Mn) 5Si	[07]

Tableau III.1 : Récapitulatif des différents composés intermétalliques de type Al-Cu-Fe(Mn) présents dans l'alliage 2024-T3.

Le tableau III.2 montre les propriétés mécaniques et thermiques de l'alliage d'Aluminium 2024 T3 [12].

Module de Young GPA	coefficient de Poisson	Coefficient d'expansion thermique mm/m*k	Conductivité w/m*k	Chaleur spécifique j/kg*k	Densité g/cm3
73	0,33	22,8	120	870	2,77

Tableau III.2 : Propriétés mécaniques et thermiques de l'alliage d'aluminium 2024-T3.

Le tableau III.3 montre la composition chimique de l'alliage d'Aluminium 2024-T3 [12].

Matériaux	Cu	Fe	Si	Cr	Mg	Mn	Zn	Ti
2024-T3	4.82	0.18	0.07	0.02	1.67	0.58	0.06	0.15

Tableau III.3 : Composition chimique de l'alliage d'Aluminium 2024-T3.

III.2.2 Modèle numérique :

La figure III.1 montre le modèle géométrique de l'éprouvette :

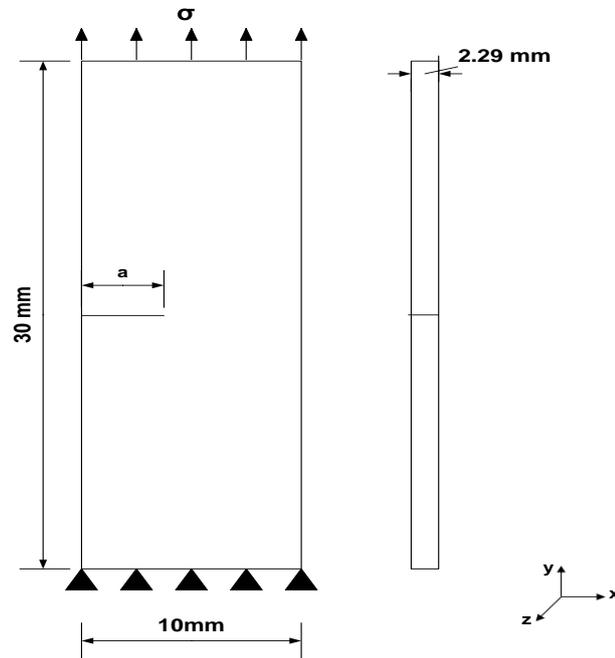


Figure III.1 : Modèle géométrique de l'éprouvette utilisée

Le maillage de l'éprouvette que nous avons adopté pour cette étude est représenté sur la figure (III.2).

Le modèle est composé de 12120 éléments de briques à huit nœuds (C3D8R). La plaque comporte Cinq couches d'éléments dans le sens de l'épaisseur. La maille a été raffinée au voisinage du fond de fissure avec une taille de 0.01 mm.

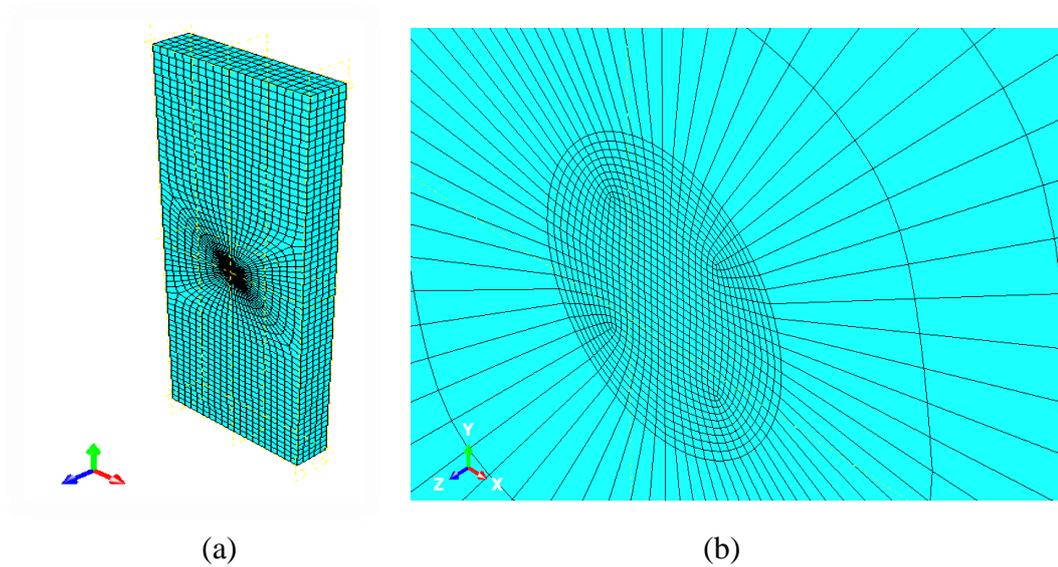
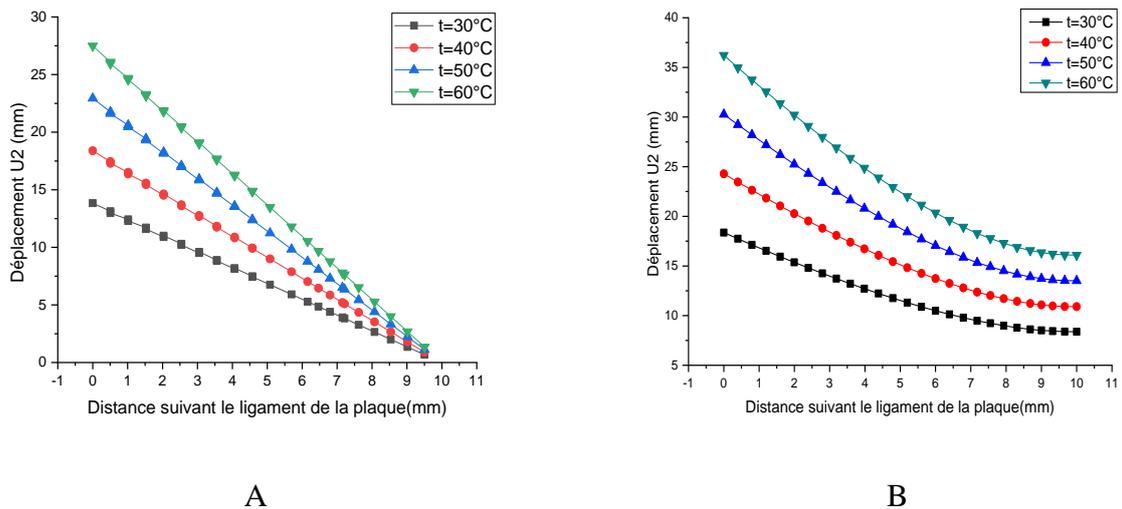


Figure III.2 : Maillage de la plaque fissurée (a), maillage de la pointe de fissure (b).

III.2.3 Influence de la température sur le champ de déplacement :

La figure III.3 montre la variation du champ de déplacement axial suivant le ligament de la plaque pour différentes tailles de fissure et pour différentes températures.



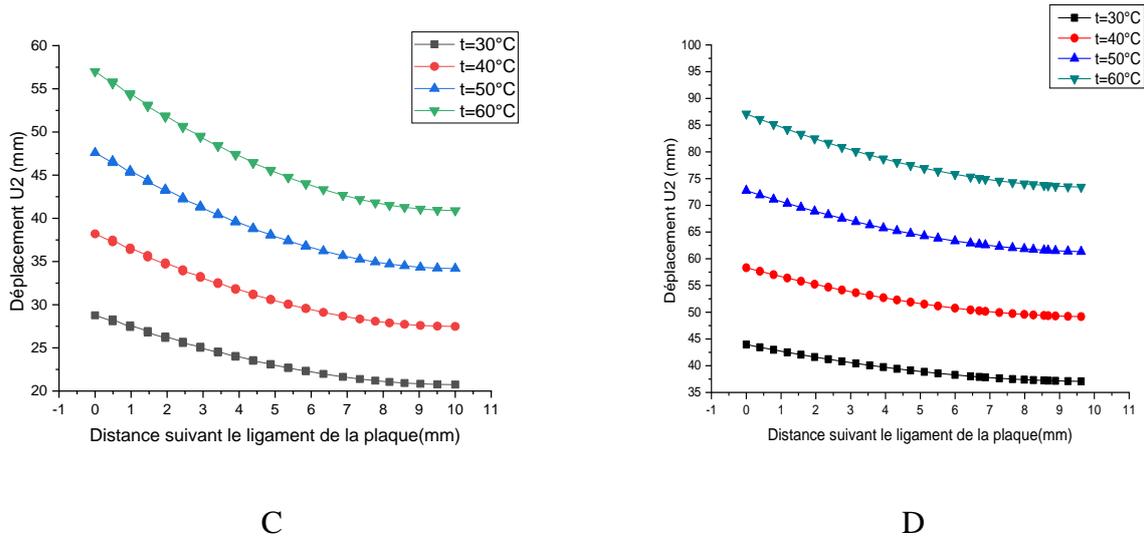


Figure III.3 : Evolutions du déplacement axial U2 suivant le ligament de la plaque en fonction de la longueur de fissure pour différentes températures (+30 à +60°C).
[A (a=5.08mm); B (a=5.50mm); C (a=6.34mm); D (a=7.18mm)].

D'après la figure III.3, nous constatons que :

- Une propagation de la fissure (allant de 5.08 à 7.18 mm) fait augmenter le déplacement axial des lèvres de fissure de 3 fois.
- Pour une longueur de fissure de 5,08 mm, l'augmentation de la température de 10 °C fait éloigner les lèvres de fissure de 4 mm.
- Pour une longueur de fissure de 5,50 mm, l'augmentation de la température de 10 °C fait éloigner les lèvres de fissure de 5 mm.
- Pour une longueur de fissure de 6,34 mm, l'augmentation de la température de 10 °C fait éloigner les lèvres de fissure de 10 mm.
- Pour une longueur de fissure de 7,18 mm, l'augmentation de la température de 10 °C fait éloigner les lèvres de fissure de 15 mm.

Suivant la largeur et pour une température constante, l'augmentation de la longueur de fissure fait augmenter le déplacement axial U2.

III.2.4 Influence de la température sur le champ de déformation :

La figure III.4 montre l'évolution de la déformation suivant le ligament de la plaque pour différentes tailles de fissure et pour différentes températures.

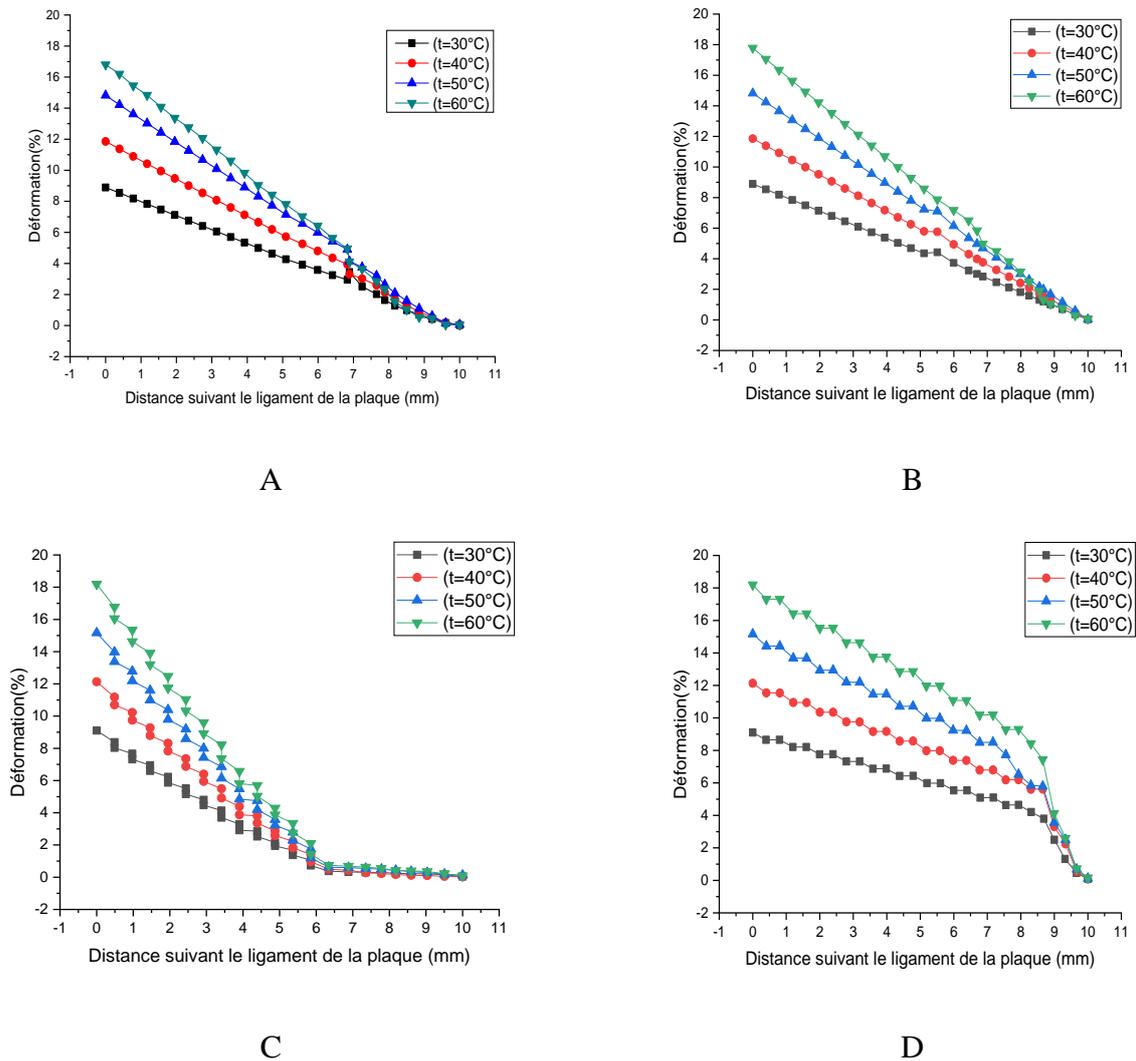


Figure III.4 : Evolution de la déformation suivant le ligament de la plaque en fonction de la longueur de fissure pour différentes températures (+30 à +60°C). [A (a=5.08mm); B (a=5.50mm); C (a=6.34mm); D (a=7.18mm)].

Ces résultats montrent que :

- Les déformations de la plaque augmentent d'une manière notable lorsque l'aspect thermique et mécanique sont couplés.
- L'augmentation de la longueur de fissure et de la température fait augmenter les valeurs de la déformation.
- Une propagation de la fissure (allant de 5.08 à 7.18 mm) fait augmenter les valeurs de déformations de 30%.
- Un écart de température de 10 °C fait augmenter les déformations de 30 à 40 %.

III.2.5 Influence de la température sur la variation de la contrainte équivalente de Von

Mises :

La variation de la contrainte équivalente de Von-Mises suivant le ligament de la plaque pour différentes tailles de fissure et pour différentes températures est représentée sur la figure III.5.

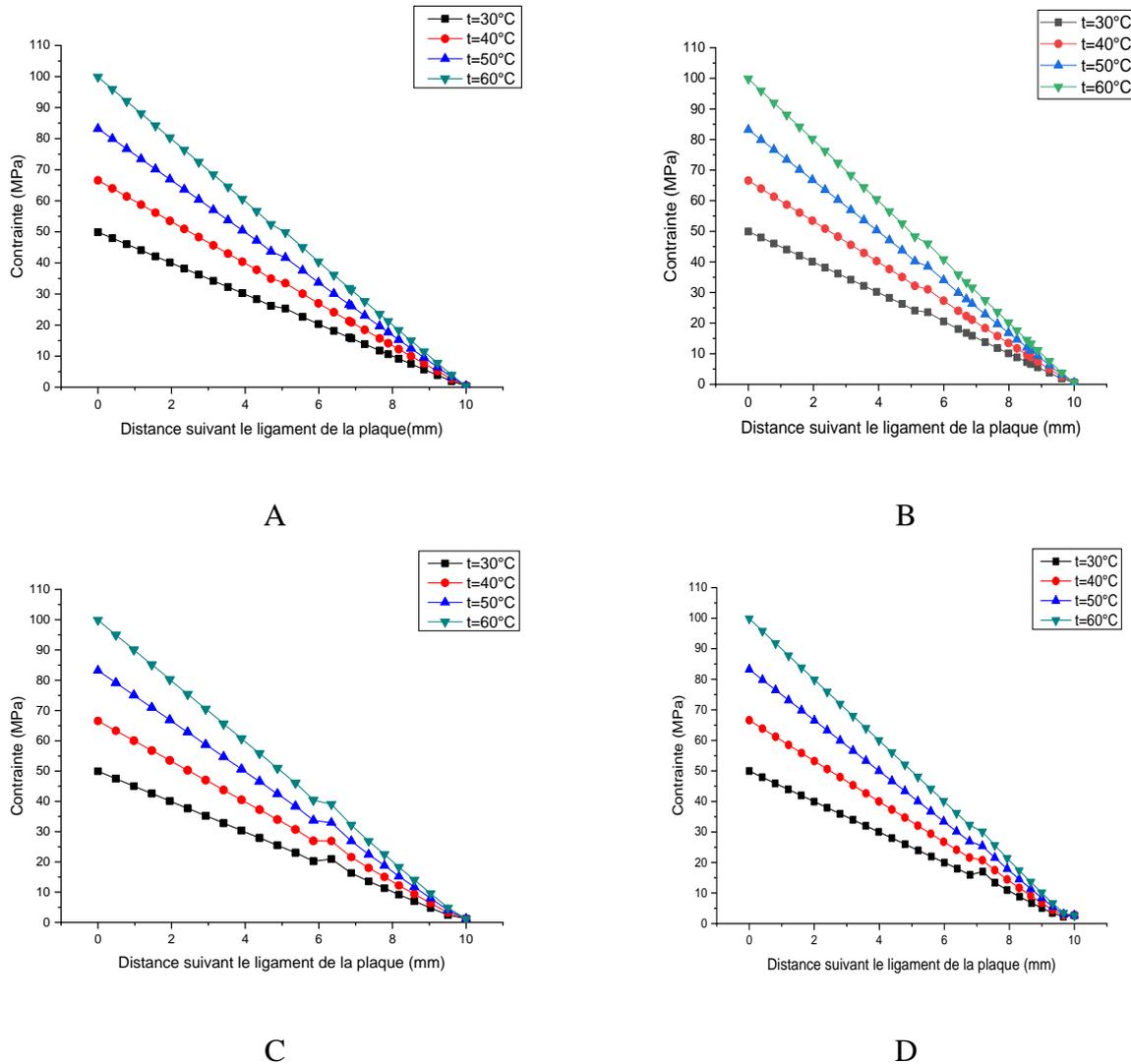


Figure III.5 : Variation de la contrainte équivalente de Von- Mises suivant le ligament de la plaque pour différentes températures (+30 à +60°C).

[A ($a=5.08\text{mm}$); B ($a=5.50\text{mm}$); C ($a=6.34\text{mm}$); D ($a=7.18\text{mm}$)].

On remarque que :

- La valeur maximale de la contrainte de Von- Mises due à l'effet thermomécanique et localisée au niveau de la pointe de fissure.
- La répartition des contraintes est très différente avec des singularités au niveau de la position x suivant le ligament de la plaque.

- Une augmentation de la température conduit à une augmentation de la contrainte équivalente ce qui est en concordance avec les résultats de la littérature.

La figure III.6 montre la variation de la contrainte équivalente de Von- Mises en fonction de déplacement axial U2 pour différentes températures.

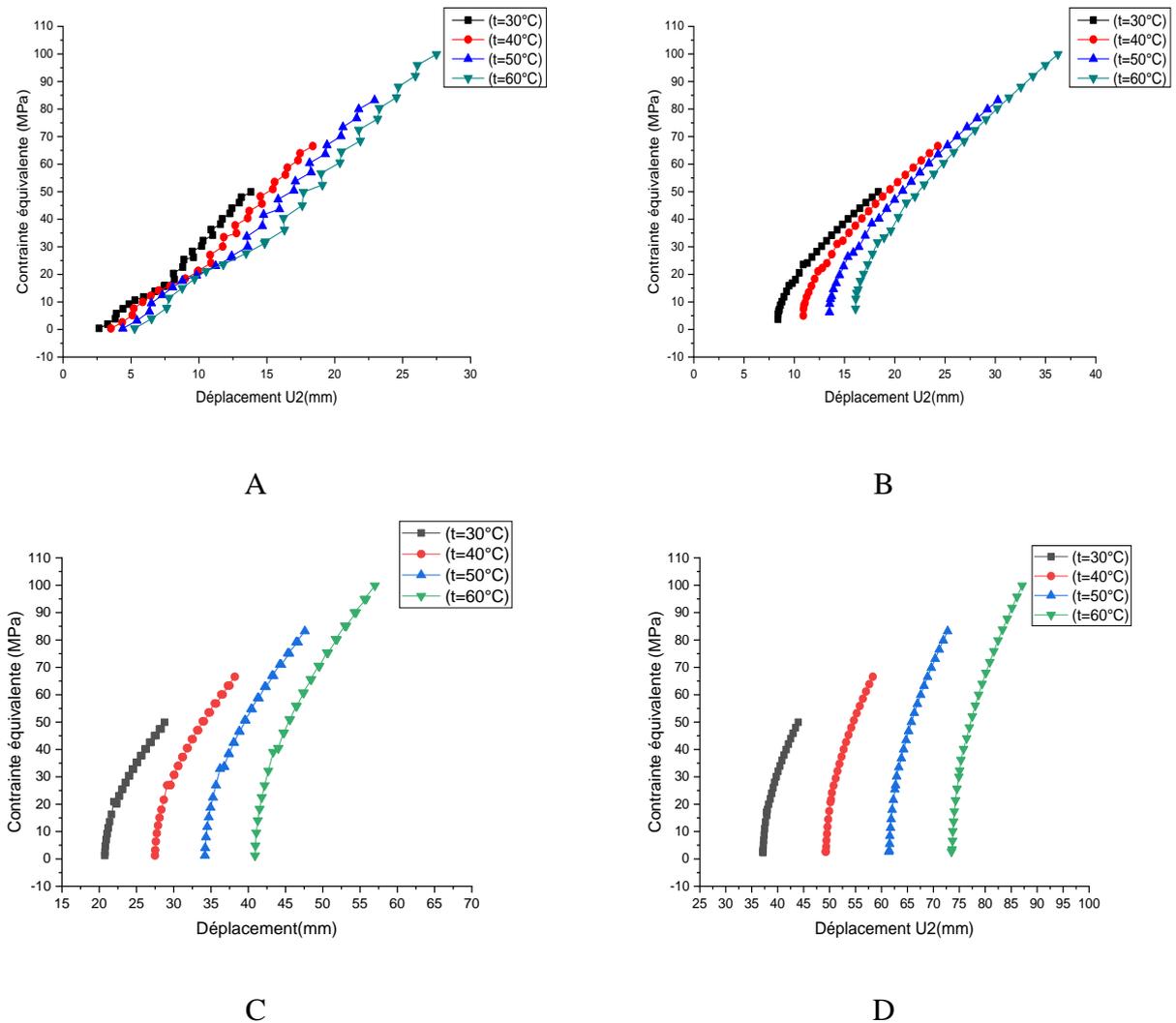


Figure III.6 : Evolutions de la contrainte équivalente de Von- Mises en fonction de déplacement axial U2 pour les températures (+30 à +60°C).

[A (a=5.08mm); B (a=5.50mm); C (a=6.34mm); D (a=7.18mm)].

Par ailleurs, les résultats de l'analyse thermomécaniques obtenus ont montré que :

- Les contraintes de Von Mises et les déformations d'une la plaque augmentent considérablement lorsque les aspects thermiques et mécaniques sont combinés.
- En raison du niveau de contrainte appliqué, la température augmente le risque de fissuration dans l'axe de fissure de la plaque.

III.3 Deuxième étude :

III.3.1 Matériau utilisé :

Les propriétés mécaniques de la plaque en alliage d'aluminium 2024-T3 en fonction de la température sont données sur le tableau III.4. [13]

Température	Module de Young longitudinal E_1 (MPa)	Coefficient de Poisson ν_{12}	Limite d'élasticité Re (MPa)	Résistance à la traction Rm (MPa)
T=-20°C	75800	0,34	375	478
T=25°C	73200	0,34	350	450
T=60°C	72000	0,33	335	424
T=100°C	69700	0,32	315	401

Tableau III.4 : Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 2024-T3.

III.3. 2 Modèle numérique :

La figure III.7 montre le modèle géométrique de l'éprouvette :

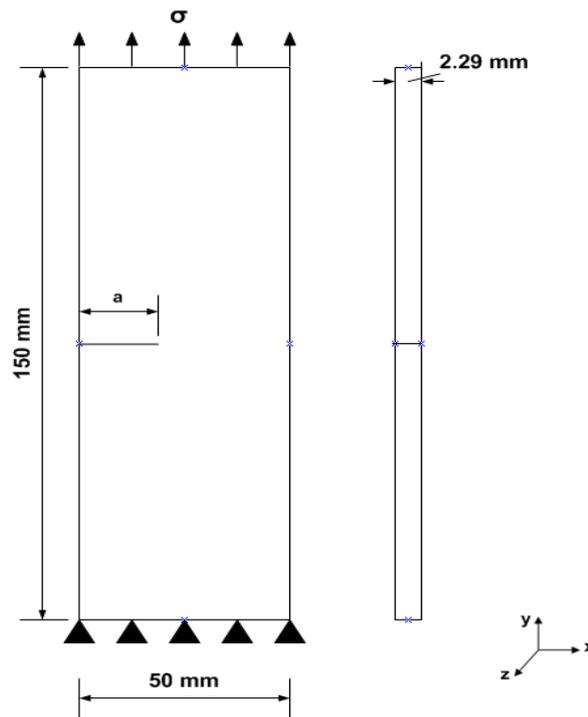


Figure III.7 : Modèle géométrique de l'éprouvette utilisée

Le maillage de l'éprouvette que nous avons adopté pour cette étude est représenté sur la figure (III.8).

Le modèle est composé de 28720 éléments de briques à huit nœuds (C3D8R). La plaque comporte cinq couches d'éléments dans le sens de l'épaisseur. La maille a été raffinée au voisinage du fond de fissure avec une taille de 0.02 mm.

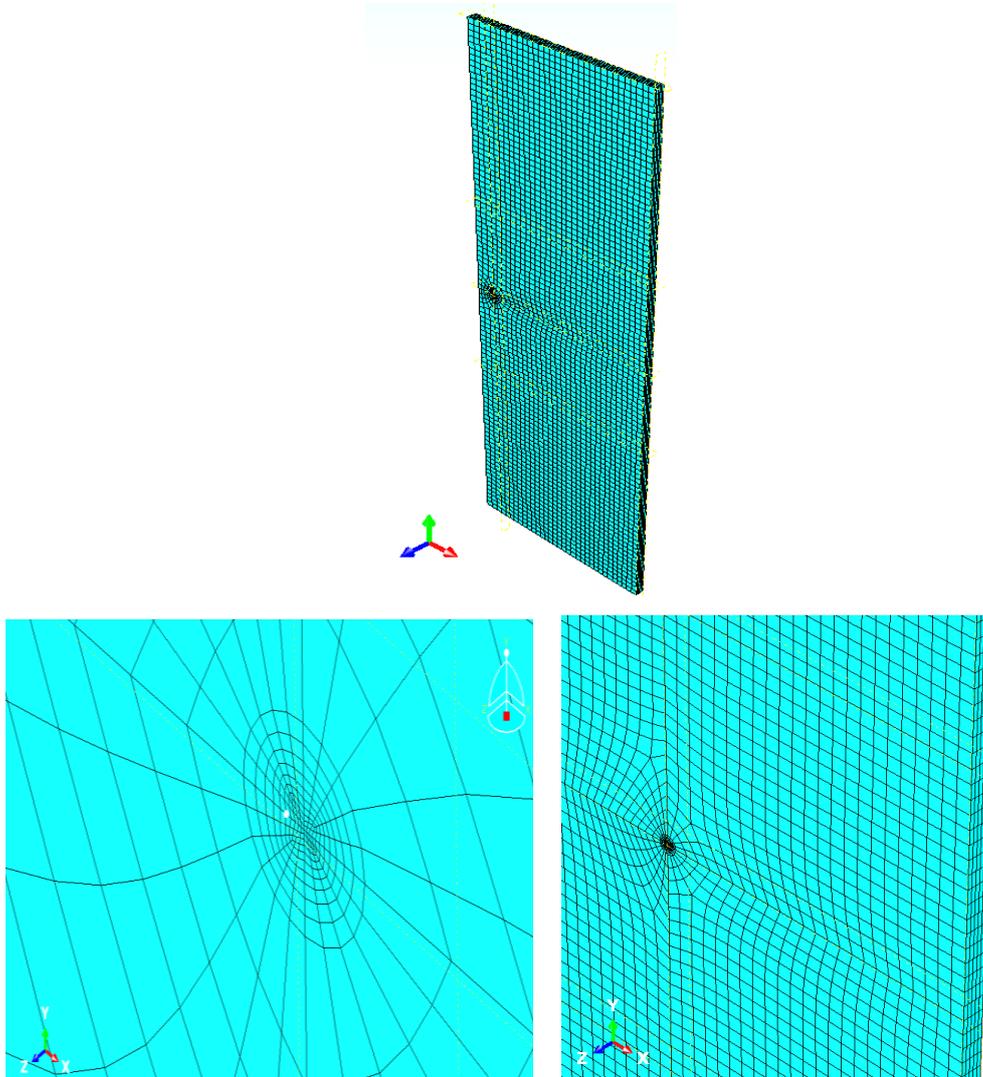


Figure III.8 : Le maillage de l'éprouvette

III.4.3 Influence de la température sur le champ de déplacement :

La figure III.9 montre la variation du champ de déplacement axial suivant le ligament de la plaque pour différentes tailles de fissure et pour différentes températures.

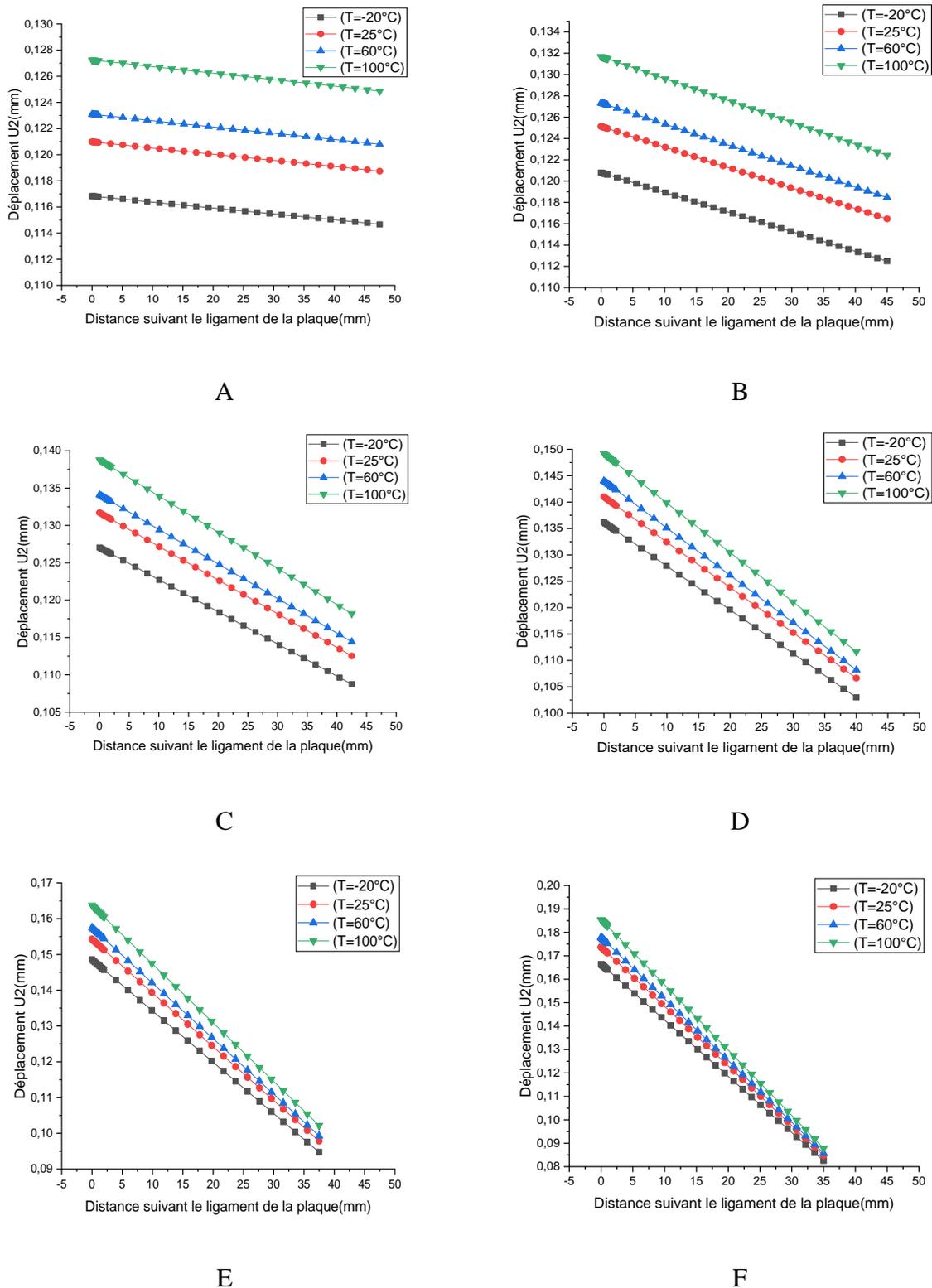


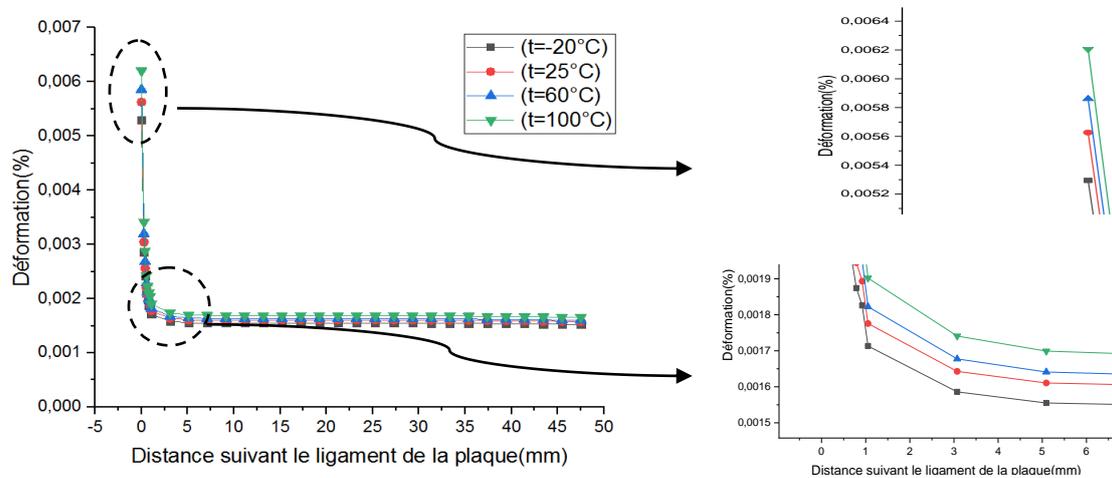
Figure III.9 : Evolutions du déplacement axial U_2 suivant le ligament de la plaque en fonction de la longueur de fissure pour différentes températures (-20 à $+100^\circ\text{C}$). [A ($a=2.5\text{mm}$); B ($a=5\text{mm}$); C ($a=7.5\text{mm}$); D ($a=10\text{mm}$); E ($a=12.5\text{mm}$); F ($a=15\text{mm}$)].

Nous constatons que :

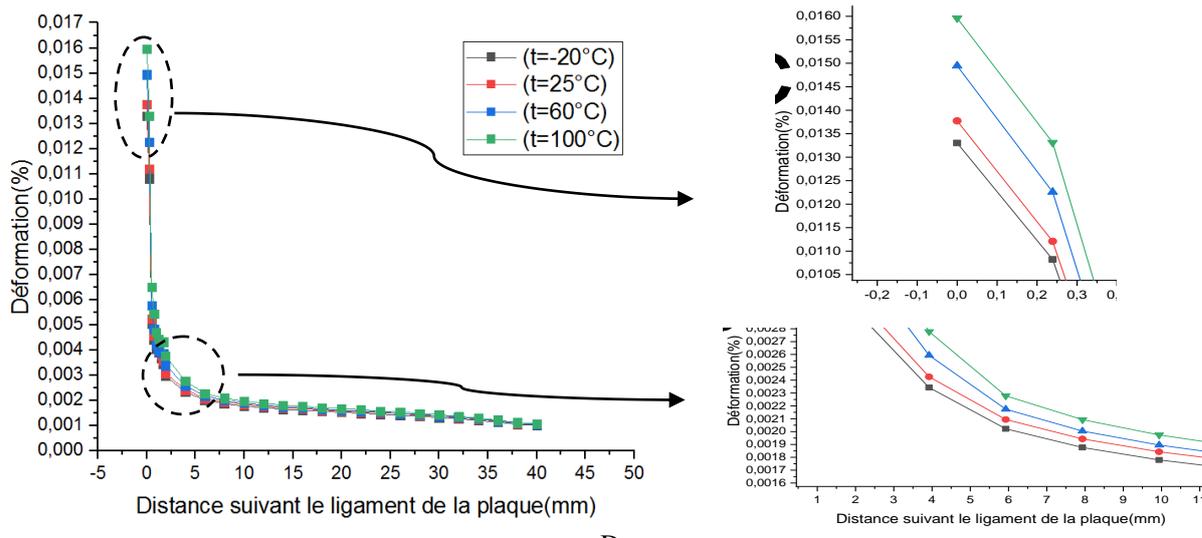
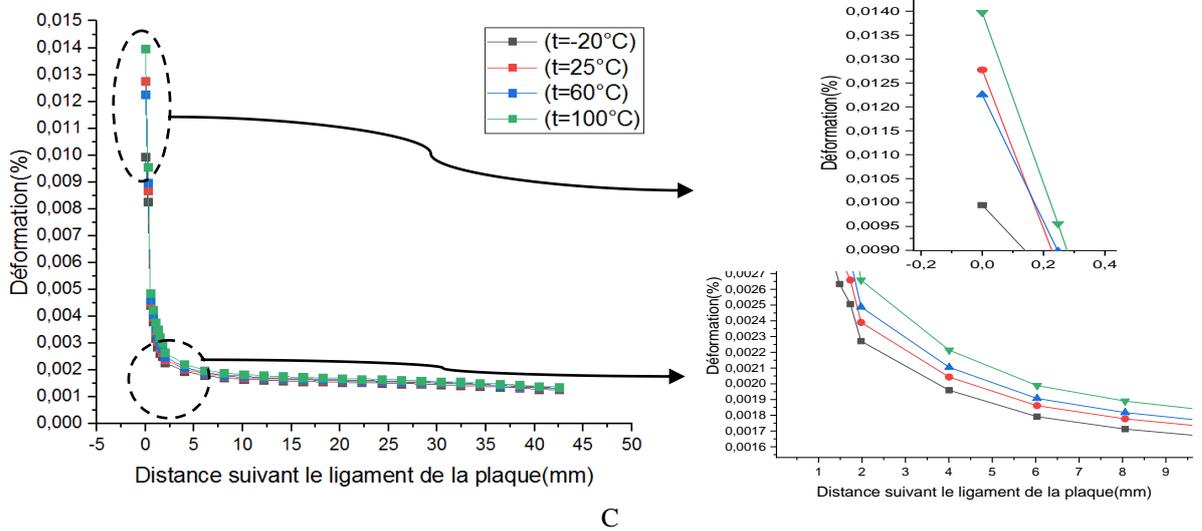
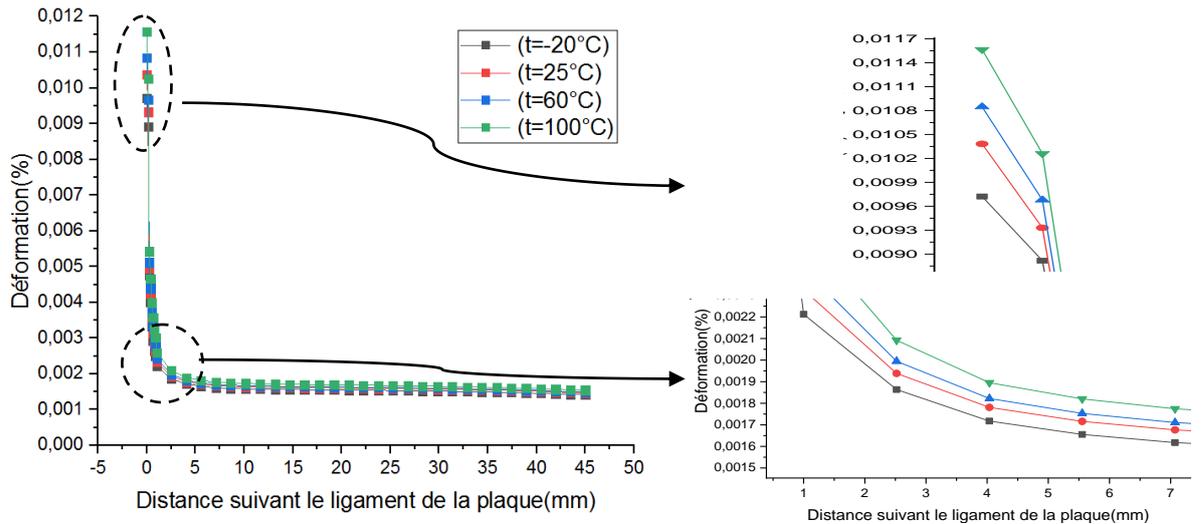
- Pour chaque longueur de fissure, lorsque la température augmente de -20°C à $+100^{\circ}\text{C}$, Les évolutions du déplacement axial U_2 augmente très légèrement. Cette légère augmentation, très peu marquée, est plus apparente pour les longueurs de fissures supérieures à 10mm.
- Pour une longueur de fissure de 2,5 mm, l'augmentation de la température de -20°C à $+100^{\circ}\text{C}$, fait éloigner les lèvres de fissure de 0.01 mm.
- Pour une longueur de fissure de 5 mm, l'augmentation de la température de -20°C à $+100^{\circ}\text{C}$, fait éloigner les lèvres de fissure de 0.011 mm.
- Pour une longueur de fissure de 7,5 mm, l'augmentation de la température de -20°C à $+100^{\circ}\text{C}$, fait éloigner les lèvres de fissure de 0.012 mm.
- Pour une longueur de fissure de 10 mm, l'augmentation de la température de -20°C à $+100^{\circ}\text{C}$, fait éloigner les lèvres de fissure de 0.016 mm.
- Pour une longueur de fissure de 12,5 mm, l'augmentation de la température de -20°C à $+100^{\circ}\text{C}$, fait éloigner les lèvres de fissure de 0.018 mm.
- Pour une longueur de fissure de 15 mm, l'augmentation de la température de -20°C à $+100^{\circ}\text{C}$, fait éloigner les lèvres de fissure de 0.021 mm.
- Quelque soit la température considérée, Les évolutions du déplacement axial U_2 augmente avec l'augmentation de la longueur de fissure.

III.3.4 Influence de la température sur le champ de déformation :

La figure III.10 montre l'évolution de la déformation suivant le ligament de la plaque pour différentes tailles de fissure et pour différentes températures.



A



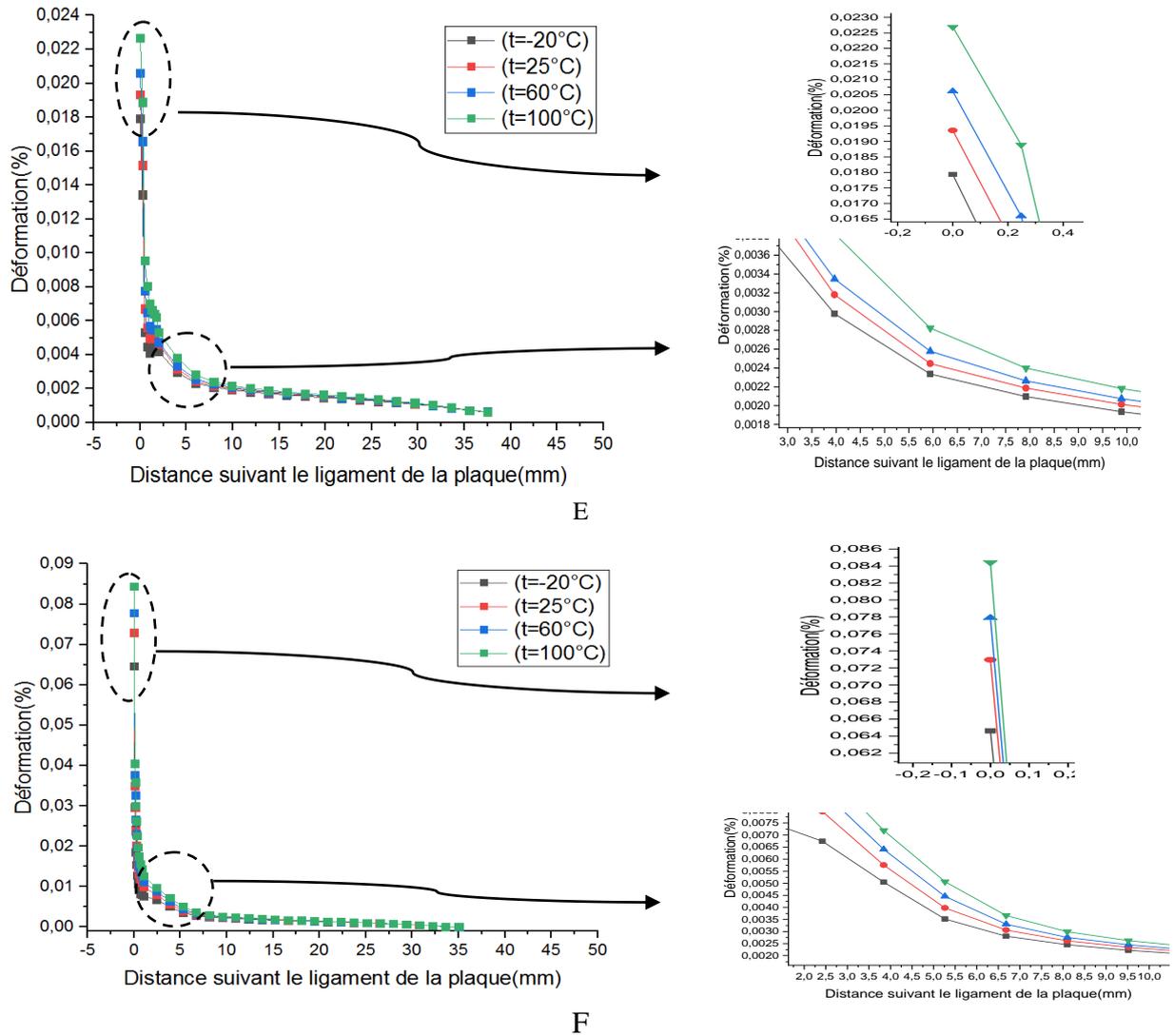


Figure III.10 : Evolution de la déformation suivant le ligament de la plaque en fonction de la longueur de fissure pour différentes températures (-20 à +100°C).

[A (a=2.5mm); B (a=5mm); C (a=7.5mm); D (a=10mm); E (a=12.5mm); F (a=15mm)].

Ces résultats montrent que :

- L'augmentation de la longueur de fissure et de la température fait augmenter les valeurs de la déformation.
- Une propagation de la fissure (allant de 2.5 à 15 mm) fait augmenter les valeurs de déformations de 35%.
- Un écart de température de 40 °C fait augmenter les déformations de 15 à 25 %.

III.4. Conclusion

- Les résultats obtenus révèlent une différence de comportement au niveau des nœuds sélectionnés par rapport aux conditions imposées par le modèle proposé. Il a été observé que l'apport thermomécanique révélait une nette augmentation de la contrainte par rapport au seuil d'élasticité de l'alliage d'aluminium 2024 T3, relativement à l'apport mécanique.

- L'effet de la température sur les plaques varie selon le type des plaques et ses dimensions.

Références

- [1] Chapuliot, S. (2000). “Formulaire de KI pour les tubes avec un défaut de surface semi-elliptique longitudinal ou circonférentiel, interne ou externe”, Direction des Réacteurs Nucléaires. Rapport de recherche. CEA R-5900.
- [2] Dhondt, G. (1998). “Cutting of a 3D finite element mesh for automatic mode I crack propagation calculations”, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 42, pp. 749-772. DOI : 10.1002/(SICI) 1097-0207.
- [3] Jordan, T.M., Angel, P.A., Galya, V.D., Nikolaj, G., Kenan, F.S. and Vladimir, P.D. (2018). “Impact of slide diamond burnishing additional parameters on fatigue behaviour of 2024 -T3 Al alloy”, *Fatigue FractEng Mater Struct.*, 42, pp. 1–11. DOI:10.1111/ffe.12915.
- [4] Karakaş, Ö. and Szusta, J. (2016). “Monotonic and low cycle fatigue behaviour of 2024-T3 aluminum alloy between room temperature and 300 °C for designing VAWT components”, *Fatigue FractEngng Mater Struct.*, 39, pp. 95–109. DOI: 10.1111/ffe.12336.
- [5] Gowda, P., Prakash, K., Shivashankare Gowda, J.N., and Satish Babu, B. (2015). “Effect of Particulate Reinforcement on the Mechanical Properties of Al2024-WC MMCs”, *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 3, pp. 469-476. DOI : 10.4236/jmmce.2015.36049.
- [6] Zaki, M., Wahab, M., Sutarno and Wahyudi, S. (2015). “Effects of Anodizing Parameters in Tartaric-Sulphuric Acid on Coating Thickness and Corrosion Resistance of Al 2024 T3 Alloy”, *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 3, pp. 154-163. DOI : 10.4236/jmmce.2015.33018.
- [7] Boag, A., Hughes, A.E., Wilson, N.C., Torpy, A., MacRae, C.M., Glenn, A.M. and Muster, T. (2009). “How complex is the microstructure of aa2024-t3”, *Corros. Sci.*, 51(8), pp. 1565–1568. DOI : 10.1016/j.corsci.2009.05.001.
- [8] Buchheit, R., Grant, R., Hlava, P., Mckenzie, B. and Zender, G. (1997). “Local dissolution phenomena associated with S phase (Al₂CuMg) particles in aluminum alloy 2024-t3”, *Journal of the Electrochemical Society*, 144(8), pp. 2621–2628. DOI : 10.1149/1.1837874.
- [9] Liao, C.M., Olive, J., Gao, M. And Wei, R. (1998). “In-situ monitoring of pitting corrosion in aluminum alloy 2024”, *Corrosion*. 54(6), pp. 451–458. DOI : 10.5006/1.3284873.

- [10] Guillaumin, V. and Mankowski, G. (1999). “Localized corrosion of 2024 t351 aluminum alloy in chloride media, Corros”. Sci., 41(3), pp. 421–438. DOI : 10.1016/S0010-938X(98)00116-4.
- [11] Starke Jr, E. and Staley, J. (1996). “Application of modern aluminum alloys to aircraft”, ProgAerosp Sci., 32(2-3), pp. 131–172. DOI : 10.1016/0376-0421(95)00004-6.
- [12] Hénaff, G. (2005). “Fatigue des matériaux et des structures”, Cours ENSMA, Poitiers, France.
- [13] EMIN ERGUN AND MUZAFFER TOPCU (2011), “An Experimental Study on the Fatigue of Cracked Aluminum Plate with Composite Patches under Varied Temperatures” Journal of COMPOSITE MATERIALS, Vol. 45, No. 3/2011.

CHAPITRE IV

Analyse de l'Effet des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures

IV.1 Introduction :

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.

Il existe trois ordres de définition de ces contraintes résiduelles [1] :

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

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

IV.2 Origine des contraintes résiduelles :

Les origines des contraintes résiduelles sont nombreuses et variées. Elles peuvent être séparées en trois catégories : mécanique, thermique et métallurgique [2,3], un exemple générique de leur génération peut être abordé par le problème d'incompatibilité du fait des hétérogénéités de déformation plastique entre les grains ou entre les phases d'un même polycristal. Ces différences de déformation créeraient des vides ou des recouvrements.

Pour assurer la continuité du milieu, ceux-ci sont compensés par des déformations élastoplastiques additionnelles qui sont à l'origine des contraintes résiduelles. De cela, on peut définir la notion de contraintes résiduelles, liée au matériau par des déformations créées par les incompatibilités entre les grains, les constituants, les cristallites ou entre les phases du même matériau.

Les contraintes résiduelles peuvent être générées lors de l'élaboration durant la solidification, les traitements thermomécaniques et thermiques, la mise en forme, l'usinage, l'assemblage, ou par sollicitation mécanique, thermique, chimique, etc...

Des inclusions dans le matériau, des défauts structuraux (par exemple, dislocation, maillage, domaine ordonné, joints de grains, sous-joints de grains, interface de lamelles) peuvent engendrer des distorsions locales du réseau, causant une fluctuation du paramètre de la maille. De manière générale, les contraintes résiduelles sont le résultat de l'activité des sources fondamentales suivantes agissant seules ou en combinaison (Figure IV.1) :

- Un écoulement plastique non homogène sous l'action de forces extérieures (grenailage, auto-frittage, galetage, martelage, choc laser) ;
- Une déformation plastique non homogène au cours d'un chauffage ou d'un refroidissement non uniforme (trempe banale, moulage des matières plastiques) ;
- Des déformations structurales de transformation de la matière (traitements thermiques) ;
- Des hétérogénéités d'ordre chimique ou cristallographique (nitruration, cémentation) ;
- Des traitements superficiels divers (émaillage, nickelage, chromage, physical vapor deposition : PVD, chemical vapor deposition : CVD) ;
- Des différences de coefficients de dilatation thermique et des incompatibilités mécaniques des différents composants des composites (composites à matrice métallique et organique, revêtements céramiques).

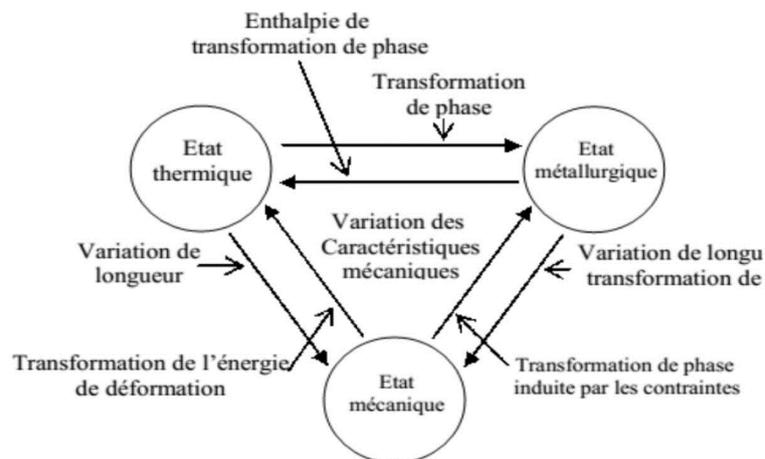


Figure IV.1 : Origine des contraintes résiduelles Interdépendance entre les différents états du matériau. [3]

IV.3 Effets des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue :

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 [04-09]. Il y a de nombreuses

méthodes pour générer des contraintes résiduelles sous forme de contrainte mécaniques soit par grenailage, écrouissage, choc de laser, pré-chargement mécanique et par expansion.

Le pré-chargement 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 [10]. Fatigue Technology Inc, a lancé une méthode efficace admise comme norme pratique aux Etats-Unis [11].

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 [12-15].

L'introduction des contraintes résiduelles par expansion des trous sur les alliages d'aluminium [16] 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 [17] a montré que l'augmentation du degré d'expansion des trous induit une amélioration de la durée de vie (Figure IV.2).

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.

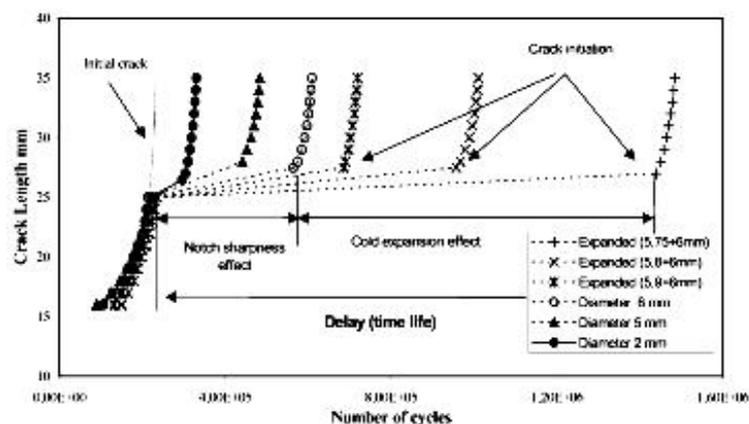


Figure IV.2 : Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle [17].

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 [18].

Les contraintes résiduelles peuvent être aussi induites au cours du service sous forme de surcharges [19, 20]. En effet, une surcharge appliquée lors d'un chargement d'amplitude constante provoque un retard sur la propagation de fissure (Figure IV.3).

Halliday [21] 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 IV.4). 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 [22] intervient dans ce type de chargement une accélération du taux de propagation peut être observée.

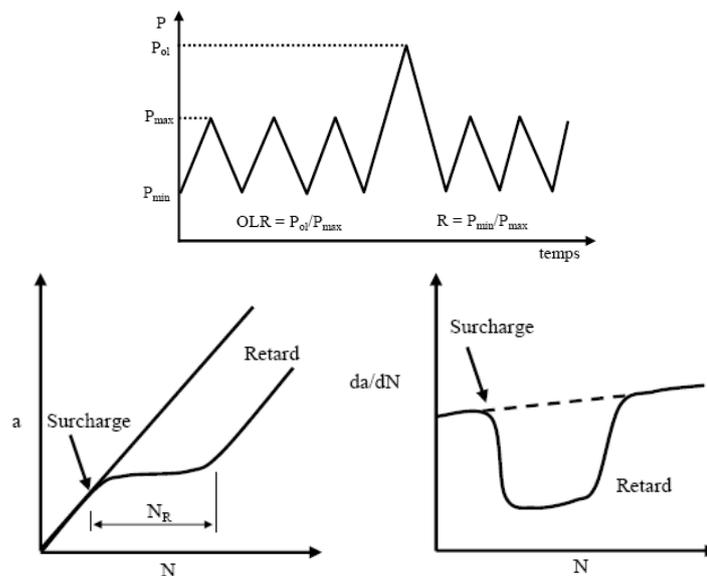


Figure IV.3 : Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle.

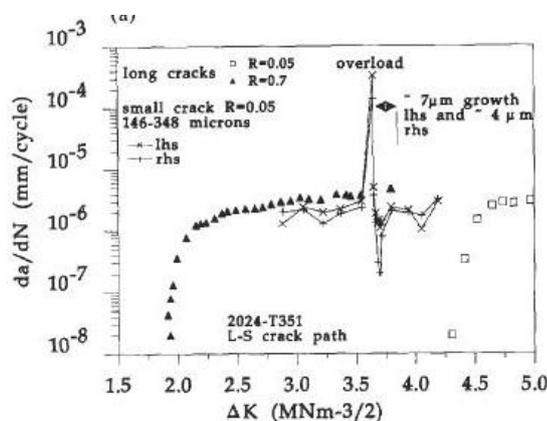


Figure IV.4 : Evolution de la vitesse de fissuration sous l'influence d'une surcharge [23].

Lam et Lian [24] 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 :

$$R_{eff} = \frac{K_{min} + K_r}{K_{max} + K_r} \quad IV.1$$

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 [25].

En plus des méthodes d'introduction des contraintes résiduelles, on peut introduire des contraintes résiduelles par pré-chargement mécanique. L'utilisation de cette méthode a fait l'objet de plusieurs études [26-28]. Des contraintes résiduelles par pré-chargement de flexion (plastification) ont été introduites par Pintschovius et Jung [29], Benachour [30] et Jones et al. [31].

Farrahi et al [32] ont étudié l'effet des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures de fatigue d'une éprouvette CT par deux méthodes à savoir le grenailage et déformation plastique localisée (Indentation : LPD). Les contraintes induites sont des contraintes de compression. L'effet des contraintes résiduelles introduit par deux techniques la durée de vie et la vitesse de propagation est montrée sur la figure IV.5. L'effet de fermeture de la fissure est plus dominant par la technique des déformations plastiques localisées.

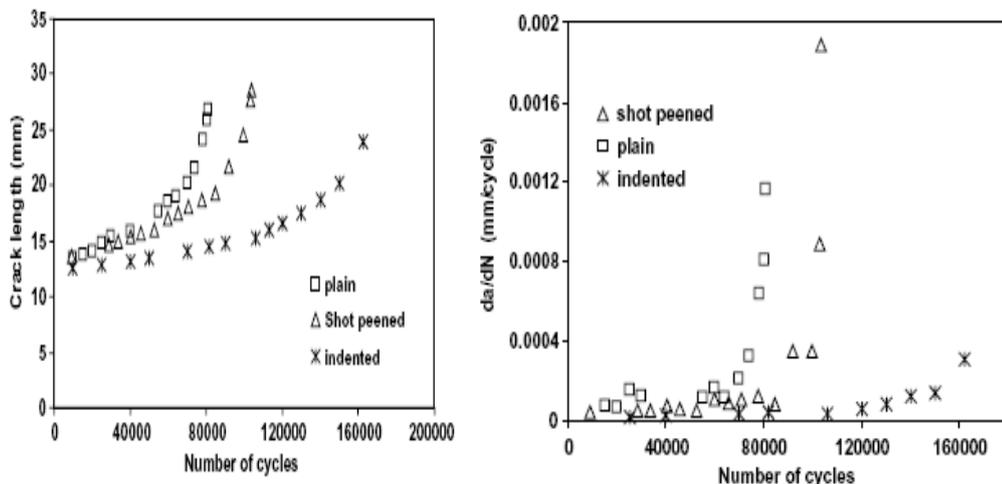


Figure IV.5 : Effet des contraintes résiduelles sur la durée de vie en fatigue et la vitesse de propagation [32].

L'effet des contraintes résiduelles sur la durée de vie en fatigue est illustré par la figure IV.6.

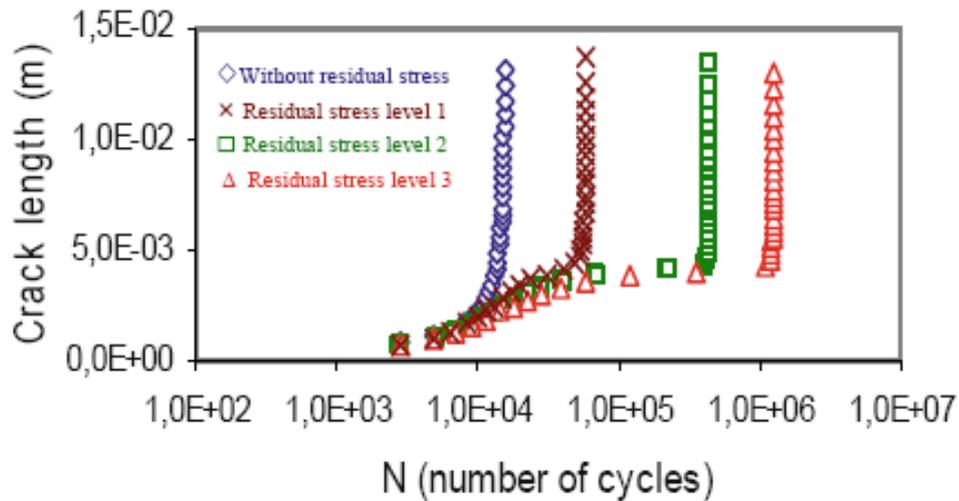


Figure (IV.6) : Effet des contraintes résiduelles sur la durée de vie en fatigue [33].

La figure IV.7 montre trois niveaux de contraintes résiduelles imposées.

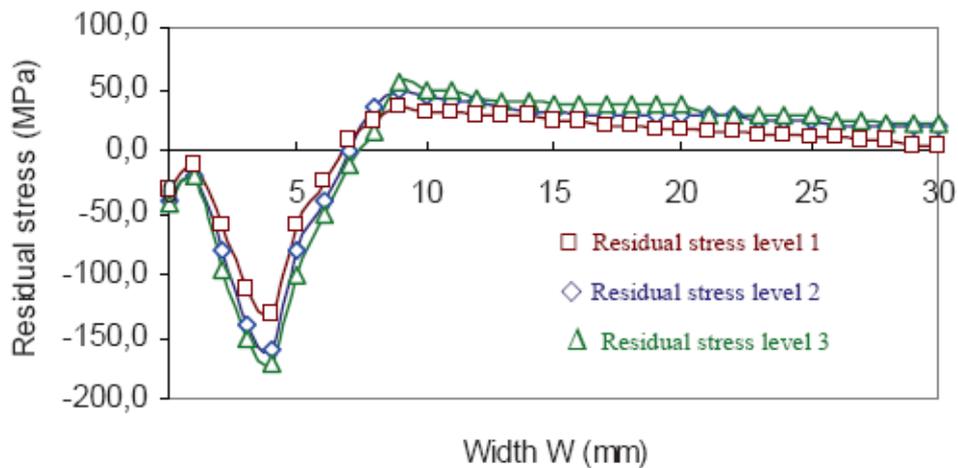


Figure IV.7 : Champ de contraintes résiduelles imposées le long de la propagation de la fissure [33].

Les contraintes résiduelles introduites par soudage sont dues à l'expansion et le rétrécissement durant les phases de chauffage et de refroidissement, à la variation de la microstructure, et de zone affectée thermiquement. Elles peuvent être la cause de défaillance prématurée particulièrement la rupture par fatigue sous des charges externes faibles [25]. Le niveau des contraintes résiduelles présent dans les constructions soudées affecte de manière significative le comportement en fatigue [34]. Il a été confirmé par Bucci [35] que les contraintes

résiduelles dues au soudage sont des contraintes de tension où l'amplitude est approximativement égale à la contrainte d'écoulement du matériau soudé, (Figure IV.8).

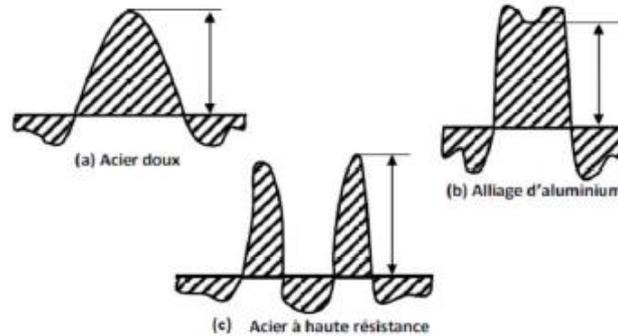


Figure IV.8 : Distributions des contraintes résiduelles longitudinales dans un joint soudé bout à bout [35].

Le profil des contraintes résiduelles est schématisé sur la figure IV.9. Les contraintes résiduelles sont obtenues en appliquant une superposition des contraintes dues au chargement et des contraintes de déchargement dont le moment de flexion est supérieur à un moment élastique M_e .

Au cours du chargement, il apparaît une plastification en peu au point A en traction et en compression au point B avec un noyau élastique. Le déchargement élastique génère des contraintes résiduelles de compression sur la paroi A et de traction sur la paroi B.

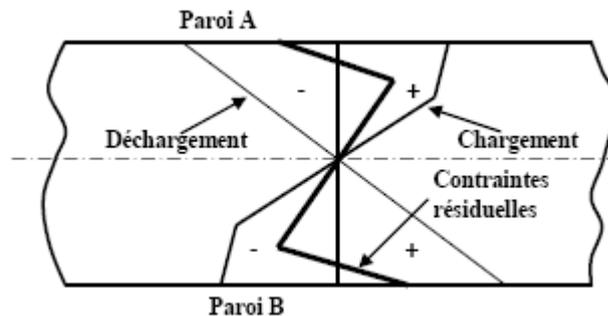


Figure IV.9 : Profil des contraintes résiduelles par chargement/déchargement. [35]

IV.4 Modélisation :

IV.4. 1 Géométrie et propriétés des matériaux :

Afin de montrer l'effet des contraintes résiduelles sur la propagation de fissures, nous allons simuler moyennant le code de calcul Abaqus la propagation d'une fissure dans une plaque en alliage d'aluminium 2024-T3 de dimensions 150 mm x 50 mm x 2.29 mm (Figure IV.10), ceci en présence des contraintes résiduelles de compression au voisinage de la pointe de fissure.

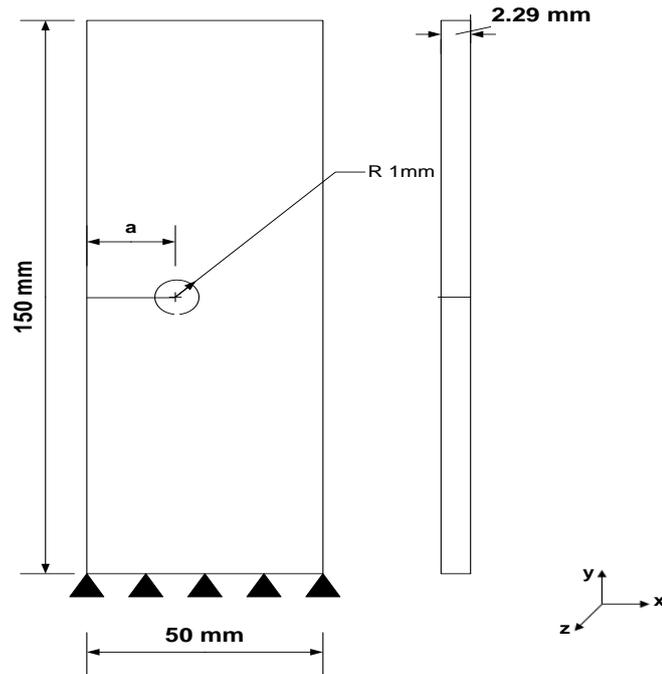


Figure IV.10 : Modèle géométrique de la plaque fissurée.

Les propriétés mécaniques de l'alliage sont données sur le tableau IV.1

Température	Module de Young longitudinal E_1 (MPa)	Coefficient de Poisson ν_{12}	Limite d'élasticité Re (MPa)	Résistance à la traction Rm (MPa)
T=-20°C	75800	0,34	375	478
T=25°C	73200	0,34	350	450
T=60°C	72000	0,33	335	424
T=100°C	69700	0,32	315	401

Tableau IV.1 : Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 2024-T3.

IV.4. 2 Maillage :

Le modèle est composé de 63696 éléments de briques à huit nœuds (C3D8R). La plaque comporte huit couches d'éléments dans le sens de l'épaisseur. La maille a été raffinée au voisinage du fond de fissure avec une taille de 0.02 mm.

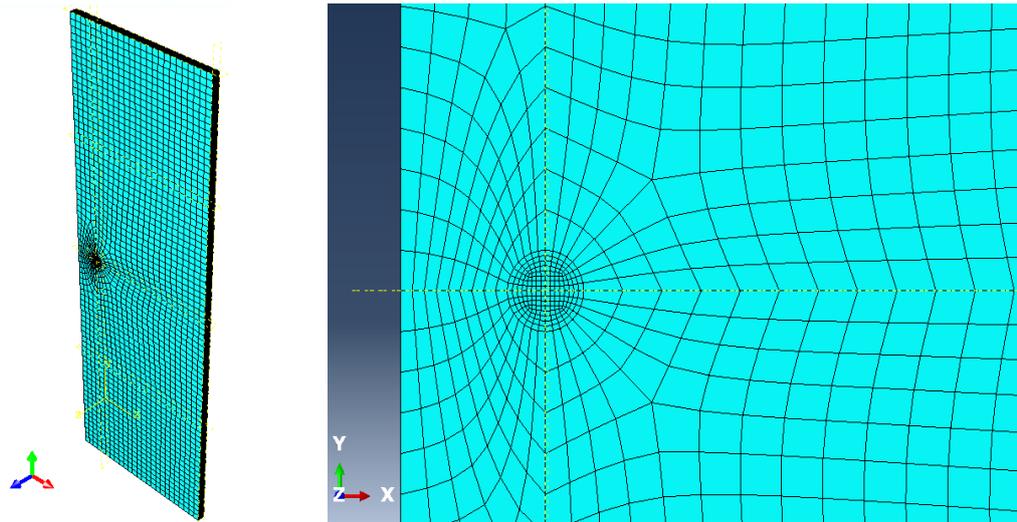


Figure IV.11 : Maillage de la plaque fissurée.

IV.4. 3 Conditions de simulation :

Pour générer un champ de contraintes résiduelles à la pointe de fissure, la contrainte appliquée doit dépasser la limite élastique du matériau, un rapport de 1,1 de la contrainte appliquée par rapport à la limite élastique du matériau a été choisi ($\sigma_{app}/\sigma_e = 1,1$). D'autre part et afin de montrer l'effet de la température sur la relaxation des contraintes résiduelles, le chargement mécanique sera couplé à des températures variant de -20 à 100°C pour différentes longueurs de fissure allant de 5 mm à 25 mm.

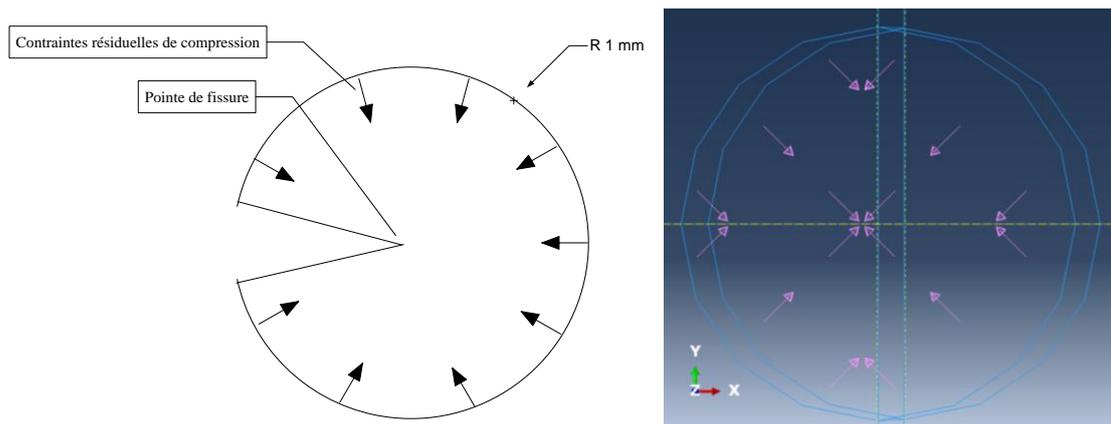


Figure IV.12 : Les contraintes résiduelles de compression au voisinage de la pointe de fissure.

IV.5 Résultats et discussion :

Les figures suivantes montrent la variation des contraintes de Von Mises suivant le ligament de la plaque pour différentes températures et différentes longueurs de fissure.

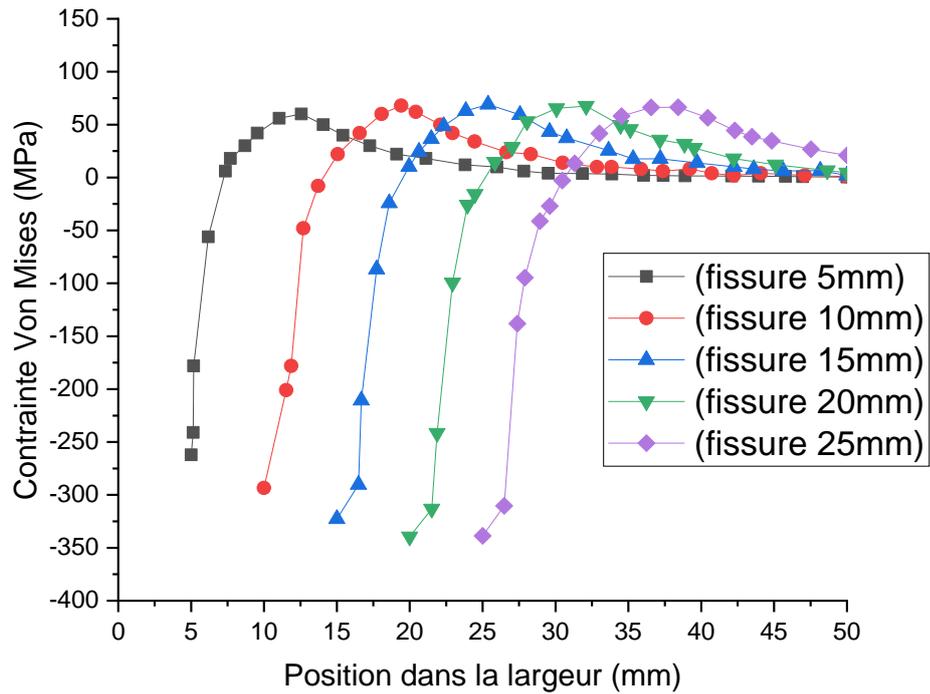


Figure IV.13 : Variation des contraintes de Von Mises suivant le ligament de la plaque (T=-20C°).

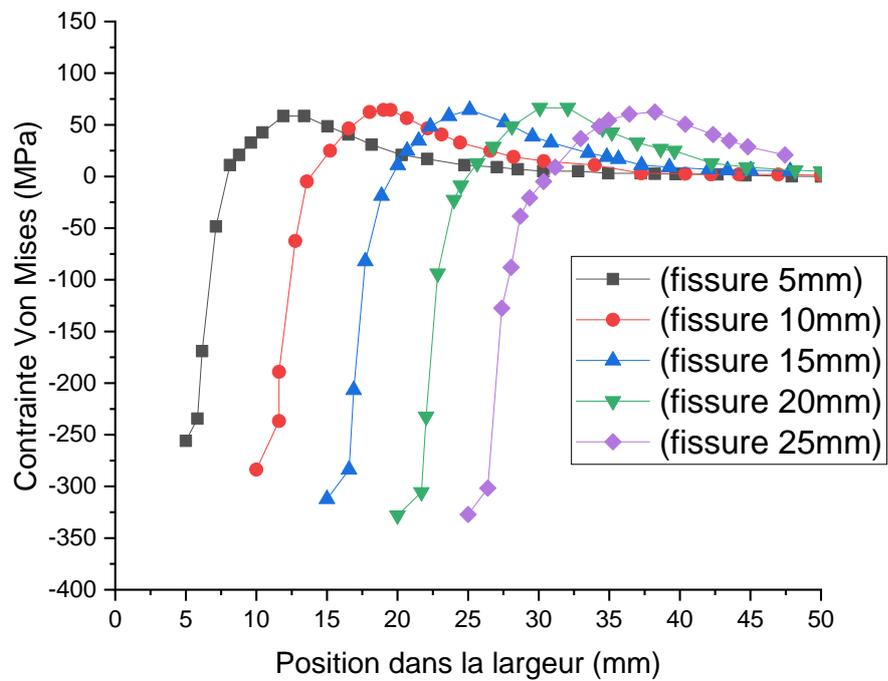


Figure IV.14 : Variation des contraintes de Von Mises suivant le ligament de la plaque (T= 25C°).

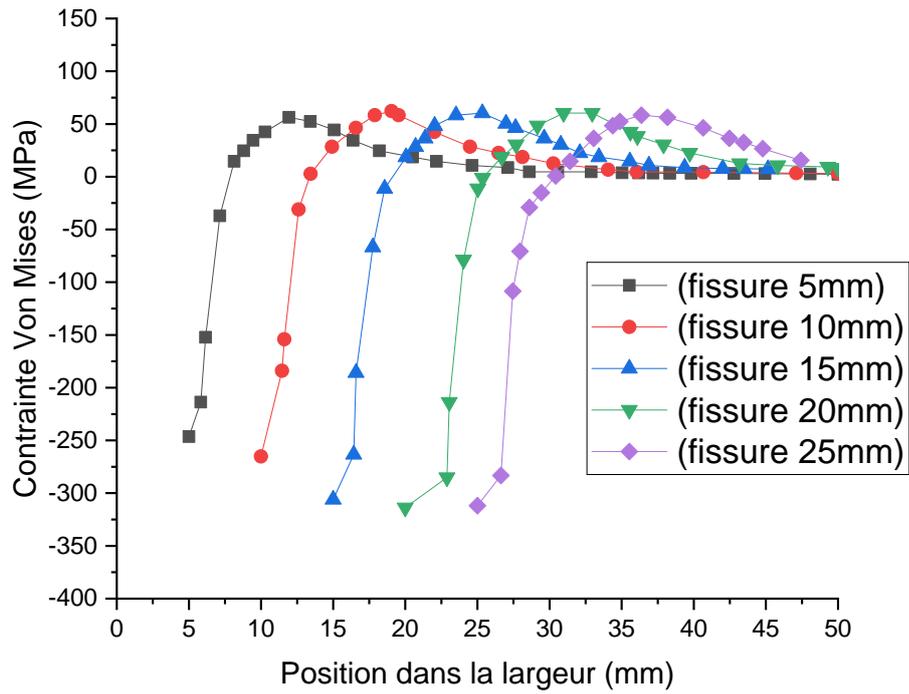


Figure IV.15 : Variation des contraintes de Von Mises suivant le ligament de la plaque
($T= 60\text{ C}^\circ$).

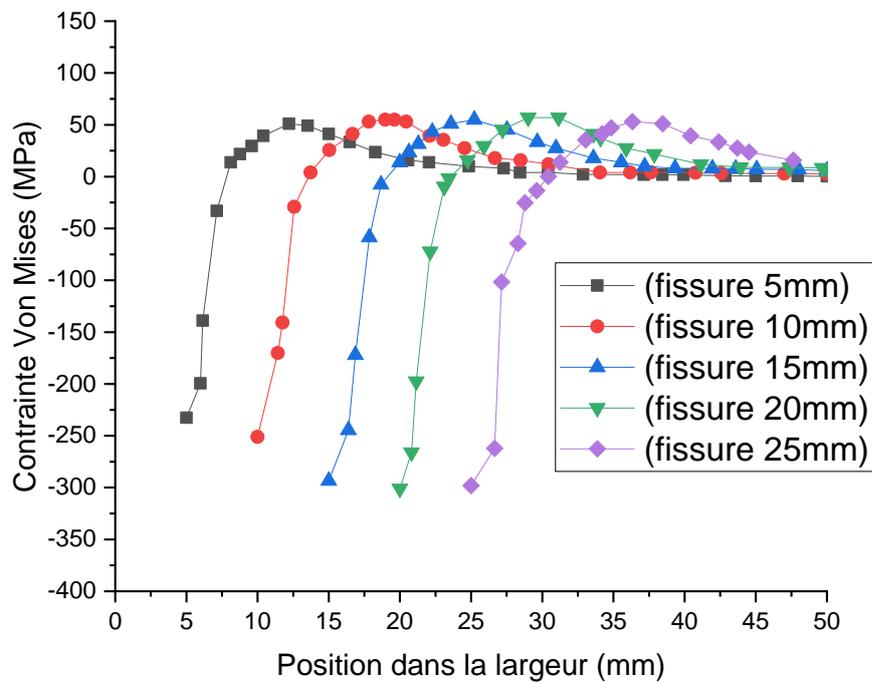


Figure IV.16 : Variation des contraintes de Von Mises suivant le ligament de la plaque
($T= 100\text{ C}^\circ$).

D'après les figures ci-dessus on constate que :

- Les contraintes résiduelles sont maximales à la pointe de fissure, en s'éloignant elles prennent des valeurs faibles.
- Imposer un champ de contraintes de compression au voisinage de la pointe de fissure fait réduire le niveau des contraintes résultantes à la pointe de fissure.
- Un tel champ imposé qui s'oppose à la contrainte appliquée va retarder la propagation de fissure et donc améliore bien évidemment la durée de vie en fatigue.

La figure IV.17 montre une variation des contraintes maximale de Von Mises en fonction de la longueur de fissure pour différentes températures allant de -20 à 100°C.

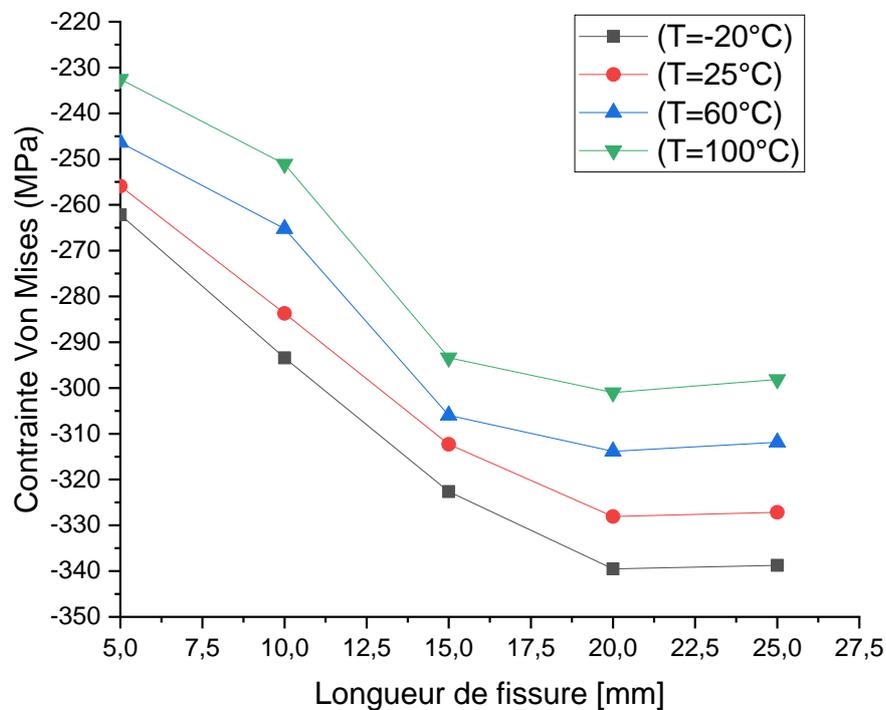


Figure IV.17 : Variation des contraintes maximale de Von Mises en fonction de la longueur de fissure pour différentes températures.

D'après cette figure, on peut déduire ce qui suit :

- La variation de la longueur de fissure fait augmenter la valeur de la contrainte résiduelle de compression au niveau de la pointe de fissure.
- L'augmentation de la température de 35 °C fait relaxer les contraintes résiduelles de 10 MPa.

- L'augmentation de la température de 75 °C fait relaxer les contraintes résiduelles d'environ 25 MPa.
- Une température négative favorise le maintien du champ des contraintes résiduelles imposées, des telles températures causes le phénomène de fermeture et ralentir la propagation de fissure.

Références

- [1] J. Lu, (2003), "Fatigue des alliages ferreux- Facteurs d'influence", Techniques de l'ingénieur.
- [2] P.S. SONG, C.C. WEN, (1999). "Crack closure and crack growth behaviour in shot peened fatigued specimen". Engineering Fracture Mechanics. v.63, Issue 3, p. 295-304.
- [3] P.S. SONG, S. HWANG, C.S. SHIN, (2006). "Effect of artificial closure materials on crack growth retardation". Engineering Fracture Mechanics, v.73, Issue 1, p. 22-41.
- [4] Nelson.D.V, "Residual Stress Effects in Fatigue", ASTM STP 776, American Society for Testing and Materials.
- [5] Parker.A.P, "Residual Stress Effects in Fatigue", ASTM STP 776, American Society for Testing and Materials.
- [6] Besuner.P.M, Harris.D.O. And Thomas.J.M, (1986), "A Review of Fracture Mechanics Technology," NASA Contractor Report 3957, NASA.
- [7] Leis.B, (1997). "Effect of Surface Conditioning and Processing on Fatigue Performance," ASM Hand book, Fatigue and Fracture, v 19.
- [8] SAE, (1997). "Fatigue Design and Evaluation Steering Committee", Fatigue Design Handbook, 3rd edition, Society of Automotive Engineers.
- [9] Stephens.R.I, Fatemi.A, Stephens.R.R, Fuchs.H.O, (2001). "Metal Fatigue in Engineering" John Wiley & Sons, New York.
- [10] Pavier, M.J., Poussard, C.G.C. and Smith, D.J., (1997), "A Finite Element Simulation of the Cold Working Process for Fastener Holes" Journal of Strain Analysis, Vol. 32, No. 4, pp. 287-300.
- [11] FTI, (1991), "Extending the Fatigue Life of Metal Structures", Materials Testing, Fatigue Technology Inc., 150 Andover Park West, Seattle, Washington.
- [12] Hsu.Y.C. and Forman.R.G., "Elastic-Plastic Analysis of an Infinite Sheet Having a Circular Hole under Pressure," Journal of Applied Mechanics.
- [13] 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.
- [14] Chen. P.C.T. , (1986), "A New Method of Predicting Residual Stresses in Autofrettaged Gun Barrels," Technical Report ARCCB-TR-86012,US Army Armament Research and Development Center, Watervliet.
- [15] Zhu.W. and Zha.Z. "An Elastic-Plastic Analysis of Autofrettaged Thick-Walled Cylinders," Acta Mech. Sinica.

- [16] Poussard.C.,Pavier.M.J. And Smith.D.J, (1995), "Analytical and Finite Element Predictions of Residual Stresses in Cold Worked Fastener Holes," Journal of Strain Analysis, Vol. 30, No. 4.
- [17] Dj. Baouche, (1998), "Validation numériques des paramètres de fissuration en elastoplastique" Thèse de doctorat Université Clermont Ferrand.
- [18] A. Wahab, G.R. Rohrsheim, J.H. Park, (2004). "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.
- [19] S. Suresh, R.O. Ritchie, (1981), "On the influence of fatigue under load on cyclic crack growth at low stress intensities". Materials Sciences and Engineering, 51: 61 -69.
- [20] Underwood, J.H., Pook, L.P. and Sharples, J.K. (1977), "Flaw Growth and Fracture", ASTM STP 631, American Society for Testing and Materials, pp. 402-415.
- [21] M.D. Halliday, J.Z. Zhang, P. Poole and P. Bowen, (1997). "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.
- [22] Chandawanich, N. and Sharpe, Jr., W.N., (1979), "An Experimental Study of Fatigue Crack Initiation and Growth from Cold worked Holes," Engineering Fracture Mechanics, Vol. 11, pp. 609-620.
- [23] Fukuda, S. and Tsuruta, Y, (1978). Transactions of JWRI, Vol. 7, pp.67.
- [24] Lam, Y.C. and Lian, K.S., (1989), "Effect of Residual Stress and its Redistribution on Fatigue Crack Growth," Theoretical Applied Fracture Mechanics, Vol. 12, No. 1, pp. 59-66.
- [25] Harter, J.A., (2006), "AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP", Version 4.0011.14., Air Force Research Laboratory.
- [26] C. Mokhdani, (1995). "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.
- [27] J.E. LaRue, S.R. Daniewicz, (2007), "Predicting the effect of residual stress on fatigue crack growth". International Journal of Fatigue 29, pp 508-515.
- [28] K. Jones, M. Dunn, (2009), "Predicting fatigue crack growth from a preyielded hole". International Journal of Fatigue 31, pp 223-230.

- [29] L. Pintschovius, V. Jung, E. Macherauch, O. Vöhringer, (1983). "Residual stress measurements by means of neutron diffraction". *Materials Sciences Engineering*, 61(1) : 43-50.
- [30] M. Benachour, (2008). "Simulation d'une avancée d'une fissure de fatigue à travers un champ de contraintes résiduelles. Thèse de Doctorat, Université de Sidi Bel Abbas.
- [31] K. Jones, M. Dunn, (2008), "Fatigue crack growth through residual stress field introduced by plastic beam bending". *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 31.
- [32] G. H. Farrahi, G. H. Majzoobi, F. Hosseinzadeh, S. M. Harati, (2006). "Experimental evaluation of the effect of residual stress field on crack growth behaviour in CT specimen". *Engineering Fracture Mechanics*. Vol. 73: 1772-1782.
- [33] M. Benachour, juin (2007). "Compte rendu des essais de rupture par fatigue de l'alliage d'aluminium 2024 T351", Centre des Matériaux, Ecole des Mines de Paris.
- [34] M. Benachour, M. Benguediab, A. Hadjoui, (2008). "Residual stress effect on fatigue crack growth of SENT specimen". 1st African Interquadrennial ICF Conference AIQ-ICF 2008: Damage and Fracture Mechanics- Algiers, June 1-5.
- [35] R. J. Bucci, (1981). "Effect of stress on fatigue crack growth rate measurement". *Fracture Mechanics*, ASTM STP 743, pp. 28-47.

CHAPITRE V

Etude de l'effet de la température sur une plaque fissurée réparée par patch en composite

V.1 Introduction :

Le secteur industriel doit faire face au remplacement des structures ou des composants présentant des signes de rupture, des fissures ou des anomalies diverses. En raison des contraintes de sécurité qui amènent à utiliser les structures dans de bonnes conditions de fiabilité, maîtrisées aussi longtemps que possible, des inspections sont périodiquement programmées pour détecter les défauts ou les dommages.

Les composants aéronautiques sont soumis en service à des sollicitations mécaniques donnant lieu à des états de contraintes généralement multiaxiaux et à amplitude variable, ce qui provoque un phénomène d'endommagement par fatigue.

Une alternative à la réparation de ces structures consiste à les renforcer préventivement, avant que la fissure n'apparaisse. Ce renforcement de structures par patches composites retarde l'apparition de ces fissures. En effet, cette technologie a été développée par Alan Backer et ses collègues au Laboratoire de recherche aéronautique et marine de la force aérienne australienne [1-6].

L'utilisation de composite pour la réparation des structures endommagées est une méthode rapide et économique sans interruption du service, elle peut réparer les alliages métalliques des structures et offre la possibilité de réduire le poids et de conserver une bonne efficacité en termes de résistance et de rigidité [7-8].

Les patches composites collés sont une méthode de réparation facultative ou moins coûteuse qui réduit les paramètres favorisant la défaillance en modifiant la trajectoire de charge et le pontage des fissures, ce qui inhibe la propagation des fissures. Néanmoins, lorsqu'un milieu corrosif est inséré, la liaison entre les deux matériaux, la réparation et l'aluminium, devient plus dynamique [9].

Il y a eu de nombreuses études antérieures qui ont exploré les avantages des réparations dans les structures en aluminium [6, 10-12]. Ces avantages comprennent une augmentation de la durée de vie et de la résistance à la fatigue, ce qui entraîne un rapport rigidité / poids élevé, une amélioration de la résistance à la corrosion et donc un délai de rupture important. Un aspect intéressant dans la conception d'un patch collé est d'avoir un outil précis pour prédire la répartition des contraintes et les paramètres de rupture, tels que la résistance à la rupture et les facteurs d'intensité de contrainte.

Les innovations technologiques et la vitesse de traitement des superordinateurs, avec le développement des méthodes numériques, en particulier la modélisation par les éléments finis, ont contribué de manière significative à la compréhension du comportement mécanique des fissures sous réparations [6, 13-14].

V.2 Avantages de réparation par patch collé :

Certains des avantages de la réparation des composites qui ont été expérimentés dans la réparation d'avions, la production de pétrole en mer et d'autres applications navales sont :

- pas de trous de rivets provoquant de nouvelles concentrations de contrainte, rapport de rigidité / poids et résistance / poids élevés.
- patch peut être formé à des formes complexes.
- les matériaux composites résistent à la fatigue et à la corrosion.
- les réparations composites sont plus rapides que les réparations mécaniques.
- aucune exigence pour le travail à chaud.
- réparation sur place.
- pas des dommages causés par les réparations par soudage.
- démontage facile du patch en cas d'échec.

Un résumé des réparations collées par rapport aux réparations mécaniques est présenté en figure V.1 et figure V.2.

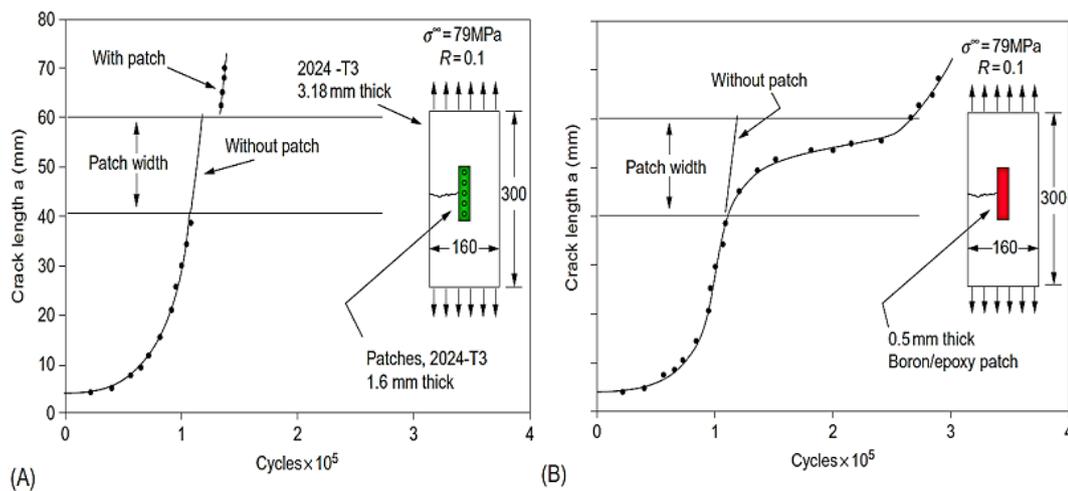
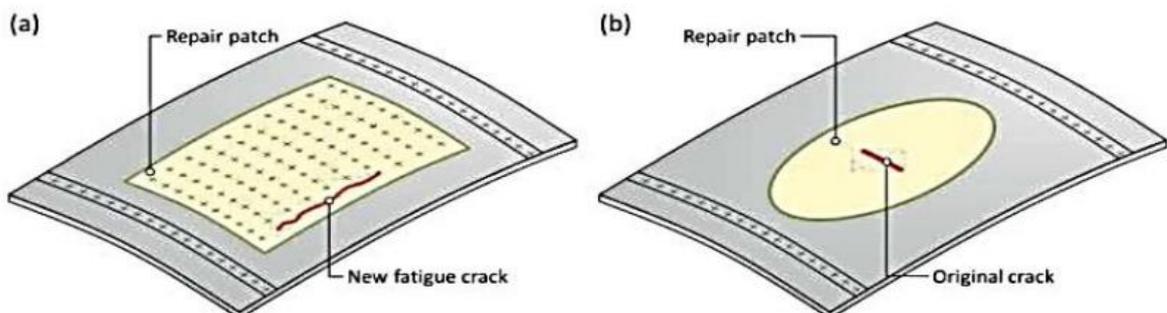


Figure V.1 : Comparaison entre les réparations mécaniques (A) et les réparations collées (B).

[15]



Concentrations des contraintes au niveau des trous de fixation ; Détection difficile des fissures sous patch ; Croissance rapide de la fissure à la sortie de patch ; Risque de corrosion sous patch ;	Minimisation de la concentration de contraintes ; Absence de dommage de la structure ou les composants masqués ; Ralentir la croissance de la fissure même à la sortie de patch ; Augmentation d'efficacité de renfort, peut réparer les fissures ; Détection de la propagation des fissures sous patch ; Elimination des problèmes de corrosion, l'interface étanche
---	--

Figure V.2 : Avantages des réparations collées par rapport aux réparations mécaniques (A) Réparations mécaniques (B) réparations collées [15].

V.3 Domaine d'applications de réparation par composite :

V.3.1 Domaine aéronautique :

L'industrie aéronautique utilise des matériaux composites depuis plusieurs décennies avec un grand succès. Le rapport résistance/poids élevé et le rapport rigidité/poids des composites se prêtent naturellement à ce domaine. Cette large acceptation des composites a inclus leur utilisation comme méthode de réparation de surfaces en aluminium fissurées [16].

Les méthodes traditionnelles de réparation consistaient normalement à appliquer un renfort supplémentaire sur la zone endommagée à l'aide des rivets ou de boulons. Cela créerait de nouveaux défauts et de nouvelles concentrations de contraintes pouvant entraîner des fissures supplémentaires. D'autre part, les patchs composites ne causaient plus de dommages à la zone touchée et pouvaient être retirés et appliqués à plusieurs reprises si nécessaire. Ils étaient également trouvés être une méthode plus facile pour des réparations rapides et pourrait être formé autour de zones complexes d'une structure d'aéronef [16,17].



Figure V.3 : Réparation par collage de patch composite sur une aile d'avion.



Figure V.4 : Réparation par patch en composite des fuselages aéronefs 395[18].

V.3.2 Domaine navales et maritimes :

L'organisation de la défense Science et Technologie (DSTO) de la Marine royale australienne a utilisé de larges patches en polymère renforcé de fibres de carbone (PRFC) appliqués sur le pont d'un frégate (frégates de la classe américaine Oliver Hazard Perry), afin de réduire les concentrations des contraintes qui causaient des fissures au milieu du navire [19]. Une étude de 15 ans sur l'efficacité de la réparation ainsi que sur la durabilité et la fiabilité de la réparation a montré que les réparations à l'aide de matériaux composites collés peuvent être efficaces et survivre dans un environnement maritime difficile [20]. La conception de la réparation visait à préparer correctement la surface, à utiliser la couche adhésive pour empêcher la corrosion entre le patch en Carbon/époxy et l'aluminium, utilisation d'un polymère renforcé de verre pour la protection de l'environnement. Une autre application maritime de l'utilisation de réparations composites collées concerne l'industrie de la production de pétrole et de gaz afin de réparer des unités flottantes en mer (FOU). Des

réparations ont été effectuées pour réparer à la fois la fissuration par fatigue et l'amincissement dû à la corrosion. Des travaux sur deux unités flottantes en mer en service distincts ont montré que les réparations des composites collés étaient efficace pour réparer les deux types de dommages [20].



Figure V.5 : Réparation de superstructure d'un navire en aluminium par patch composites.

V.4 Propriétés des matériaux de la plaque, l'adhésif et du patch composite en fonction de la température :

Les tableaux V.1, V.2 et V.3 montrent respectivement les propriétés mécaniques de la plaque en alliage d'aluminium 2024-T3, du patch composite Glass/Epoxy et de l'adhésif *FM-73* en fonction de la température [21].

Pour le patch composite on le considéré comme isotrope.

Température	Module de Young longitudinal E_1 (MPa)	Coefficient de Poisson ν_{12}	Limite d'élasticité Re (MPa)	Résistance à la traction Rm (MPa)
T=-20°C	75800	0,34	375	478
T=25°C	73200	0,34	350	450
T=60°C	72000	0,33	335	424
T=100°C	69700	0,32	315	401

Tableau V.1 : Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 2024-T3.

Température	Module de Young longitudinal E_1 (MPa)	Coefficient de Poisson ν_{12}	Résistance à la traction R_m (MPa)
T=-20°C	45500	0,21	798,1
T=25°C	43843	0,2	769,5
T=60°C	38606	0,19	665,2
T=100°C	35540	0,17	578,4

Tableau V.2 : Propriétés mécaniques du matériau composite Glass/Epoxy.

Température	Module de cisaillement G (MPa)	Résistance au cisaillement τ (MPa)
T=-20°C	860	155
T=25°C	856	150
T=60°C	550	130
T=100°C	380	70

Tableau V.3 : Propriétés mécaniques de l'adhésif FM73.

V.5 Modélisation d'une plaque fissurée et réparée par patch en composite :

Cette partie de l'étude porte sur une analyse numérique tridimensionnels par la méthode des éléments finis, de la réparation d'une plaque comportant une fissure réparée par patch en composite. Une approche locale de la mécanique linéaire de la rupture fondée sur l'intégrale J est utilisée pour décrire le comportement d'une fissure réparée et sollicitée en mode d'ouverture.

V.5.1 Modèle géométrique :

La figure V.6 montre le modèle géométrique de la plaque réparée par le patch en composite. Les propriétés géométriques de la plaque, de l'adhésif et du patch sont données par le tableau V.4. Trois valeurs de la contrainte appliquée seront utilisées (50MPa, 70MPa, et 100MPa).

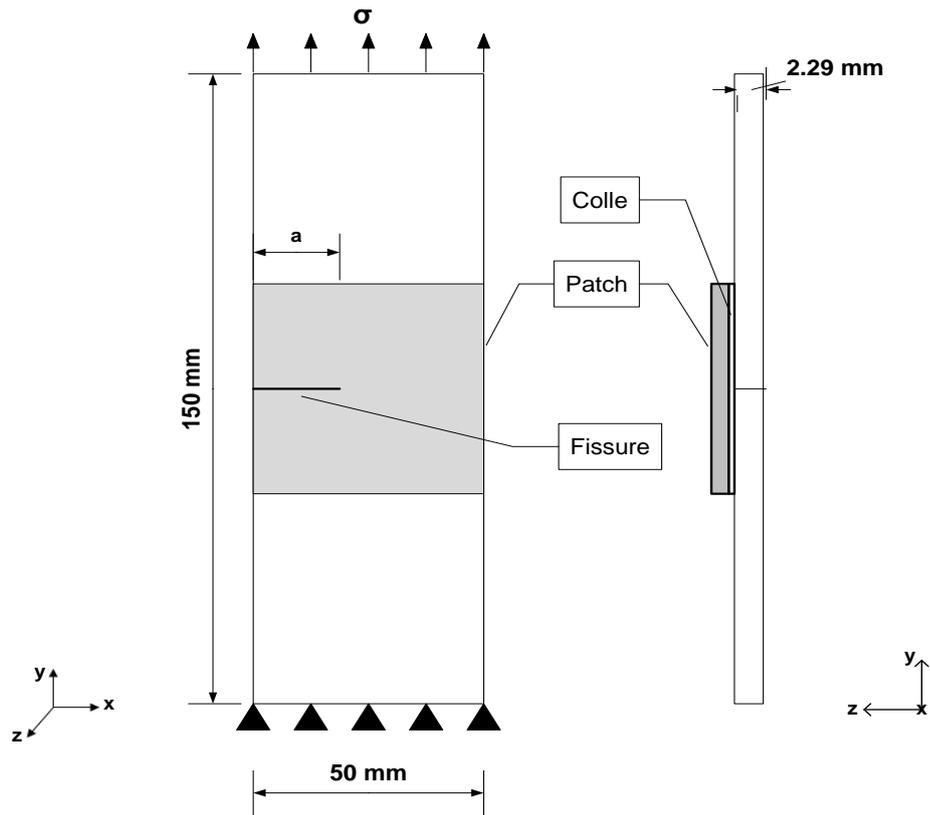


Figure V.6 : Modèle géométrique de la plaque réparée.

Matériel	La longueur (mm)	La largeur (mm)	L'épaisseur (mm)
aluminium 2024-T3	150	50	2.29
Patch Glass/Epoxy	50	50	2
Adhésif type FM73	50	50	0.2

Tableau V.4 : Propriétés géométriques de l'alliage d'aluminium, de l'adhésif et du patch.

V.5.2 Maillage :

La figure V.7 montre le maillage utilisé, la forme carrée du patch composite a été choisie. Un maillage régulier est effectué pour toute la structure. Ce maillage reste le même tout au long du calcul afin d'éviter toute influence du maillage sur les résultats. A ce niveau précisons que le maillage est du type quadratique à 20 nœuds (hexaèdres). Un collage parfait est créé entre la plaque et l'adhésif ainsi que l'adhésif et le patch. Le nombre total d'éléments finis de la structure était de 102744 c'est-à-dire 94104 éléments pour la plaque, 4320 éléments pour l'adhésif et 4320 éléments pour le patch. La taille des éléments au voisinage de la fissure est de 0,05mm.

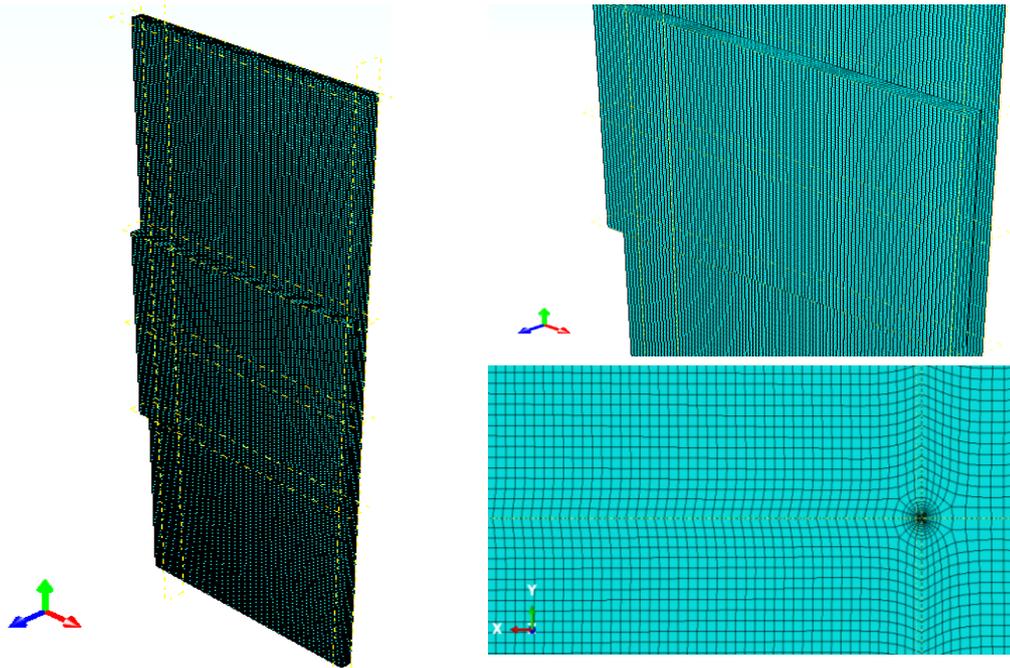


Figure V.7 : Maillage du modèle géométrique.

V.6 Résultats et discussion :

V.6.1 Effet de la contrainte appliquée :

Les figures V.8 à 11 montrent les variations de la valeur de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure avec trois niveau de chargement (50MPa, 70MPa, et 100MPa), ceci pour différentes températures allant de - 20°C à +100°C.

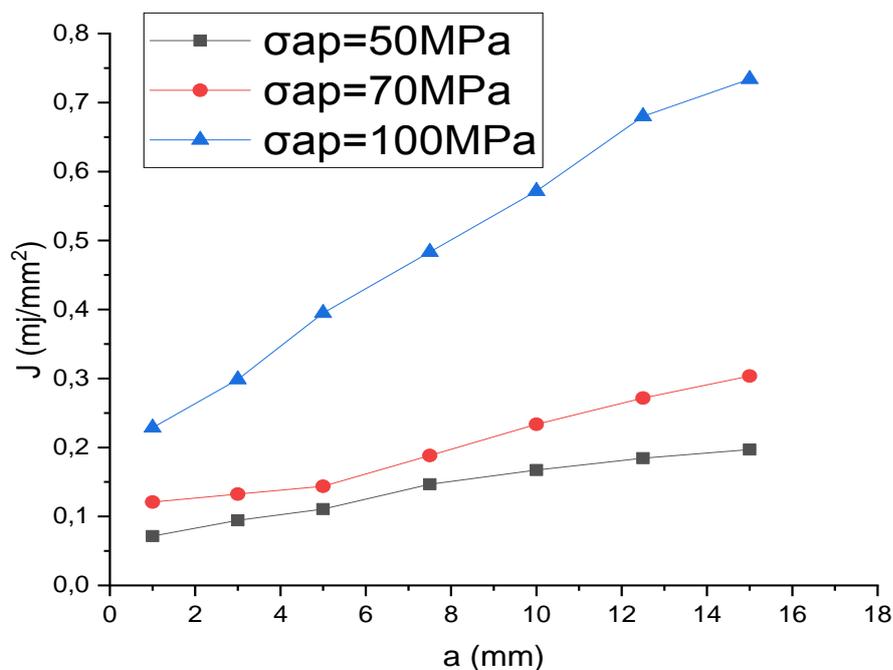


Figure V.8 : Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour différents niveaux de chargement. (T = -20 °C).

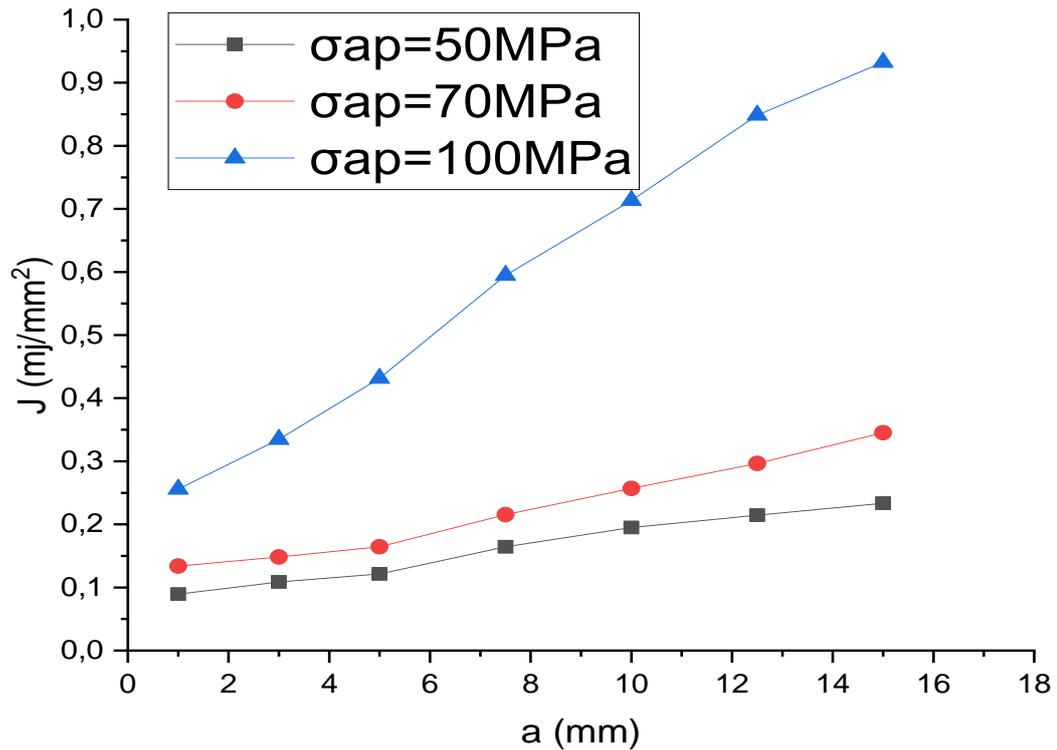


Figure V.9 : Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour différents niveaux de chargement. ($T = 25^\circ\text{C}$).

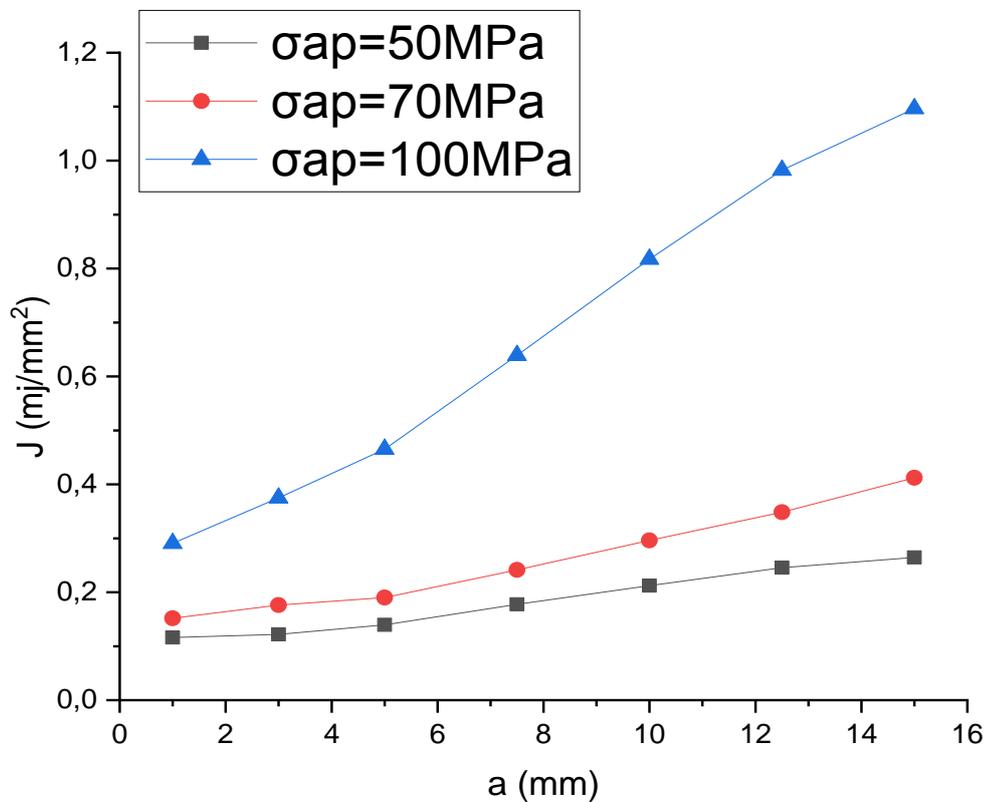


Figure V.10 : Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour différents niveaux de chargement. ($T = 60^\circ\text{C}$).

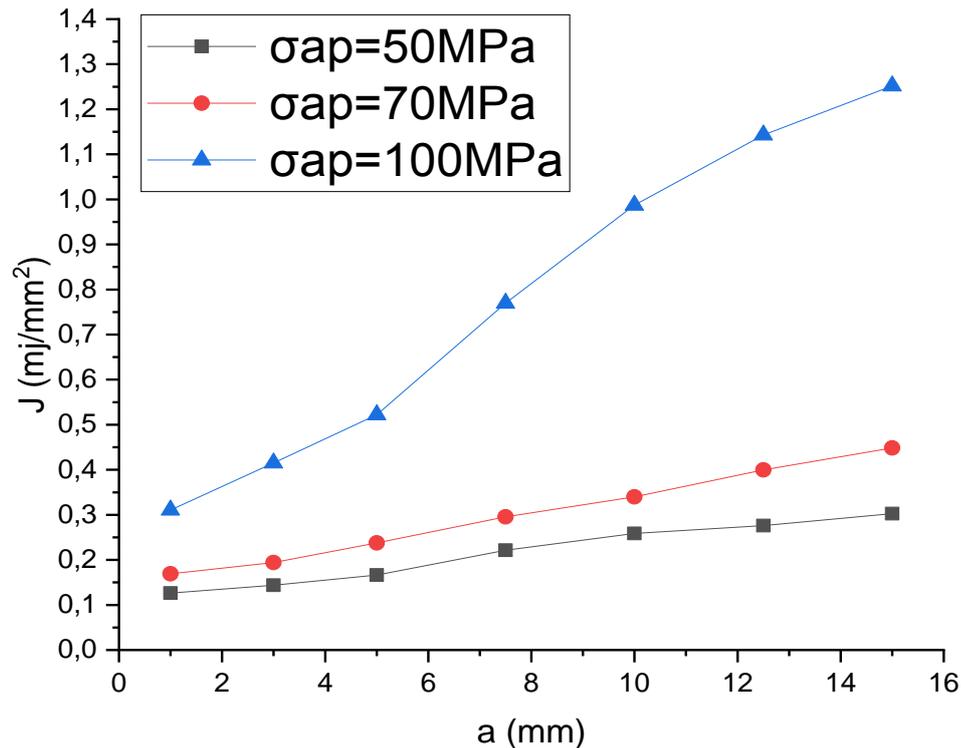


Figure V.11 : Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour différents niveaux de chargement. (T =100 °C)

D'après les figures ci-dessus, on peut déduire ce qui suit :

- L'augmentation de niveau de chargement ou de la longueur de fissure fait augmenter les valeurs de l'intégrale J. Cette augmentation est modérée pour les deux premiers niveaux de chargement (50 MPa et 70 MPa) et significative pour le niveau de chargement de 100 MPa, ce qui montre qu'un chargement de 100 MPa conduit à la valeur de la contrainte critique à la rupture.
- L'effet de la température sur la variation des valeurs de l'intégrale J n'est pas remarquable pour les deux premiers niveaux de chargement surtout pour des petites longueurs de fissure par contre cet effet a été considérable pour le dernier niveau de chargement où on a enregistré une majoration des valeurs de l'intégrale J qui s'élève à 50% pour une variation des températures de -20 °C à +25 °C, de 10% pour une variation de température de 25 °C à 60 °C et de 60 °C à 100 °C. Une majoration de 25% a été enregistrée pour une différence de température de 25 °C à 100 °C.

V.6.2 Effet de la température :

Les figures V.12 à 14 montrent respectivement l'effet de la température sur la variation de l'intégrale J pour différents chargements mécaniques.

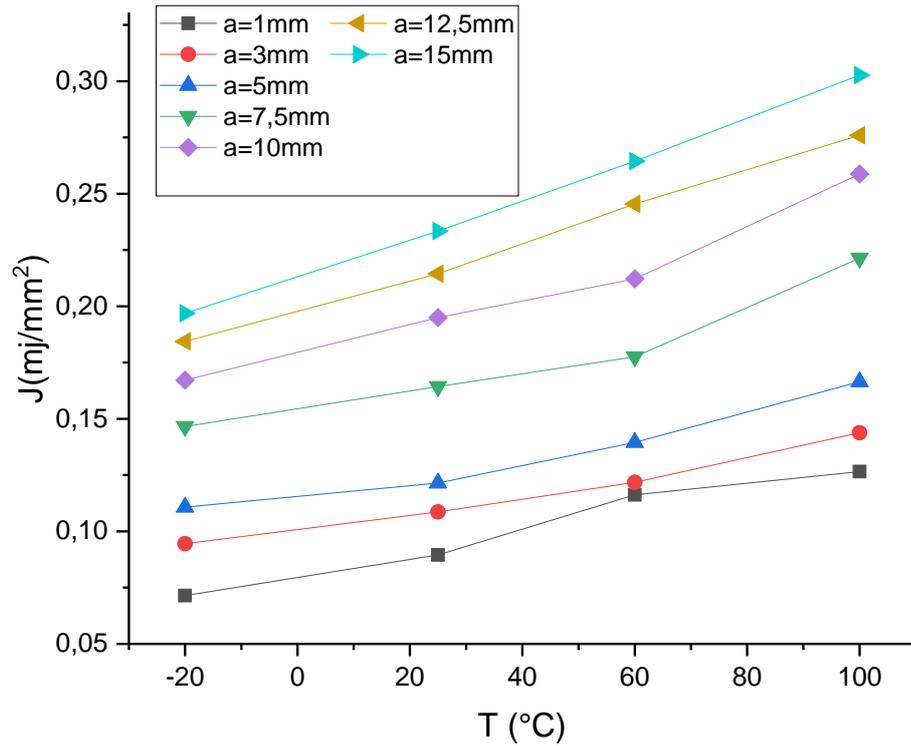


Figure V.12 : Variation de l'intégrale J en fonction de la température pour un chargement de 50MPa.

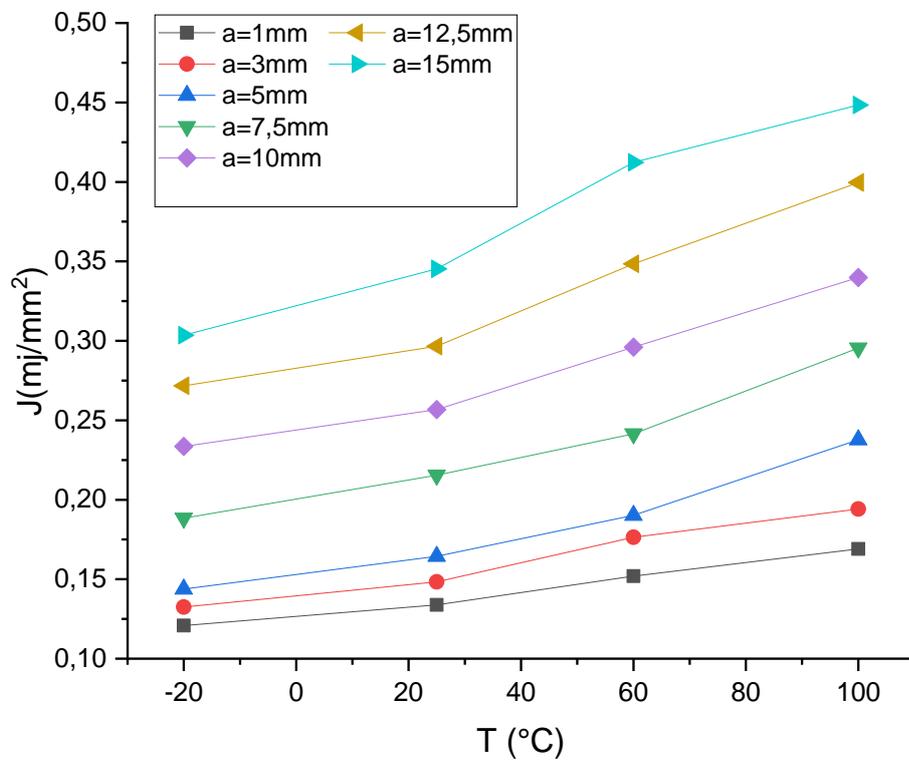


Figure V.13 : Variation de l'intégrale J en fonction de la température pour un chargement de 70MPa.

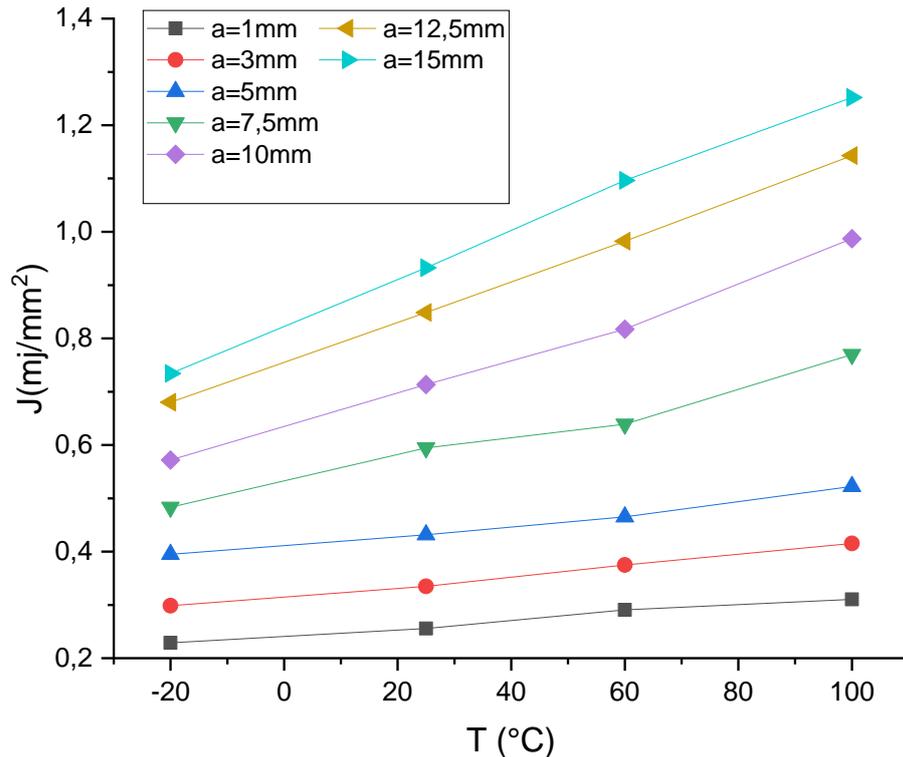


Figure V.14 : Variation de l'intégrale J en fonction de la température pour un chargement de 100MPa.

L'analyse de l'effet de la température sur la variation des valeurs de l'intégrale J montre que :

- Les plus faibles valeurs de l'intégrale J correspondent une température négative.
- Des températures négatives réduisent considérablement les valeurs de l'intégrale J ce qui signifie qu'elles favorisent le phénomène de fermeture de fissure.
- Pour une longueur de fissure de 5 mm et pour une variation de température de 20 °C à 60 °C, une augmentation des valeurs de l'intégrale J de 9% a été enregistrée pour les deux premiers niveaux de chargement et de 25% pour le niveau de chargement qui correspond à 100 MPa.
- Pour une longueur de fissure de 5 mm et pour une variation de température de -20 °C à 60 °C, une augmentation des valeurs de l'intégrale J de 35% à 40 % a été enregistrée pour les deux premiers niveaux de chargement et de 60 % pour le dernier niveau de 100 MPa.
- L'effet de la température devient plus important pour des longueurs de fissure plus élevées.

V.6.3 Effet du patch en composite sur la variation de l'intégrale J pour différentes températures :

Afin d'étudier l'effet du patch en composite et de la température, la variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de fissure pour une plaque réparée par simple patch et non réparée à été analysée pour différentes températures et différents chargements (Figures V.15 à 17)

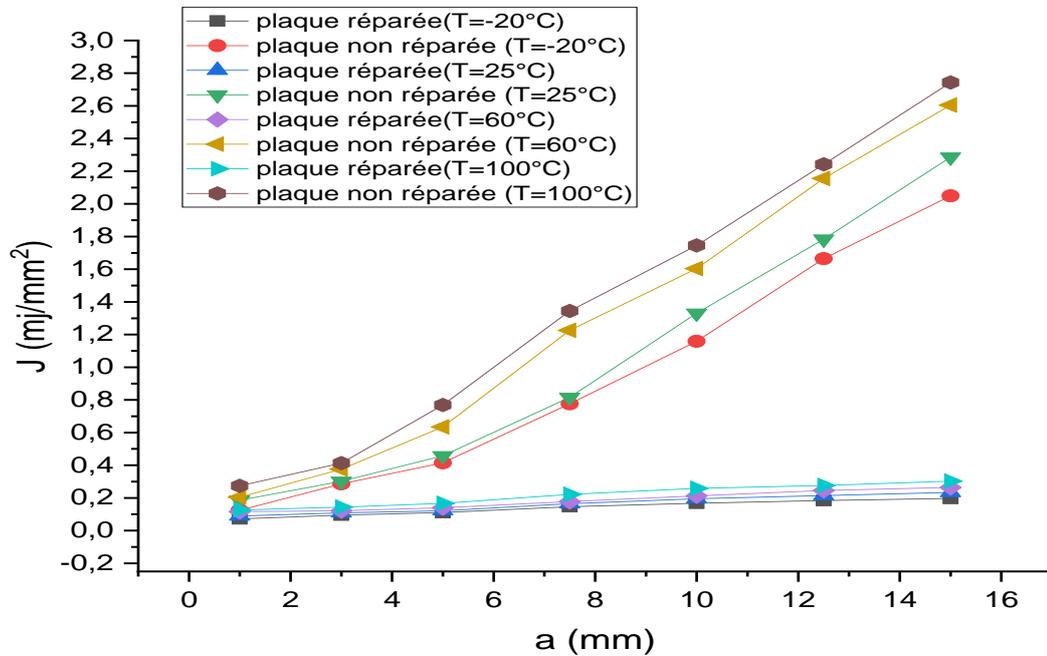


Figure V.15 : Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour une plaque réparée avec patch et non réparée pour différentes températures à 50MPa.

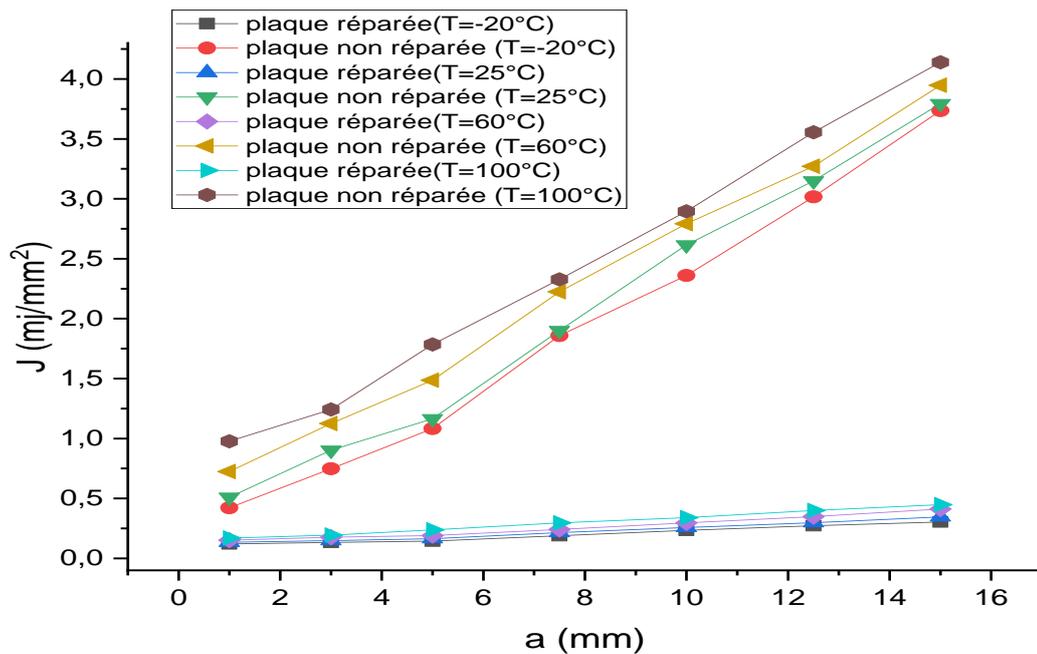


Figure V.16 : Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour une plaque réparée avec patch et non réparée pour différentes températures à 70MPa.

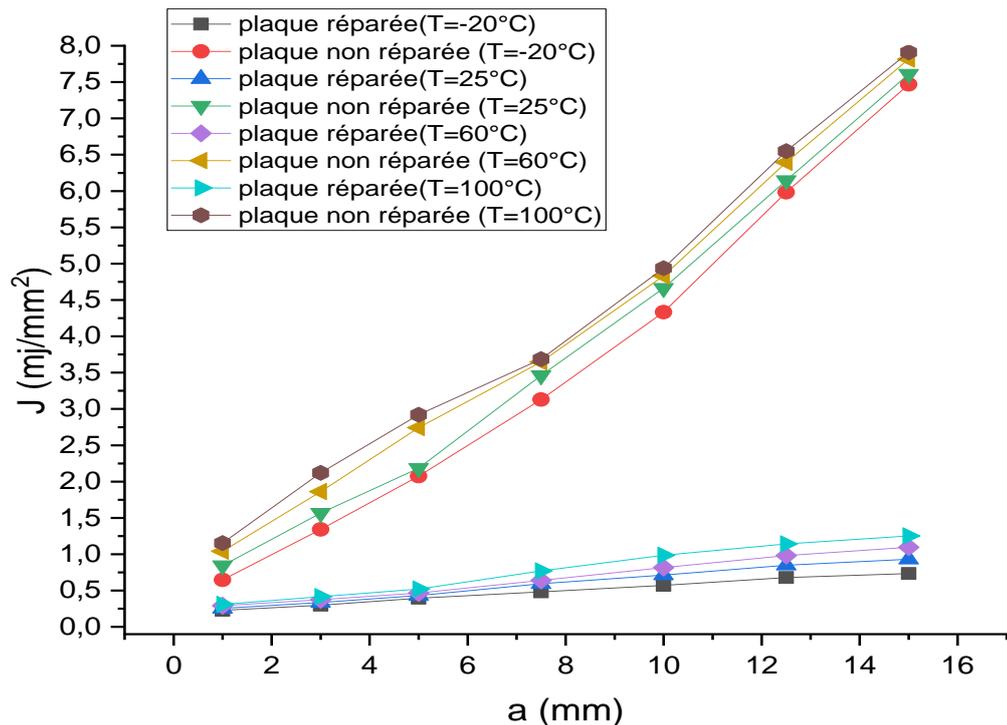


Figure V.17 : Variation de l'intégrale J en fonction de la longueur de la fissure pour une plaque réparée avec patch et non réparée pour différentes températures à 100MPa.

Nous constatons que :

- Pour chaque contrainte appliquée, quelle que soit la température, la valeur de l'intégrale J augmente avec l'augmentation de la longueur de fissure.

- Au-delà d'une longueur de fissure de 7,5 mm, l'intégrale J en fond de fissure augmente considérablement. Cette augmentation est nettement visible dans une plaque fissurée non réparée. En revanche, dans une plaque réparée par un simple patch, l'intégrale J varie lentement, ce qui montre l'effet bénéfique du patch à absorber les contraintes et réduire donc le niveau des contraintes en fond de fissure ce qui traduit par un retard de propagation et une amélioration en durée de vie en fatigue.

- Pour une plaque réparée, les valeurs faibles et stables de l'intégrale J montrent que la réparation par patch composite permet une amélioration significative de la résistance à la rupture.

- Pour un chargement de 50 MPa et pour une même longueur de fissure, l'augmentation de la température de 35°C fait augmenter l'intégrale J de 20 % et de 60 % dans le cas d'une augmentation de la température de 75 °C. Pour une variation de température entre -20°C et

25°C, les valeurs de l'intégrale J augmentent de 12% à 45% selon la longueur de fissure initiale.

- Pour un chargement de 70 MPa les valeurs de l'intégrale J augmentent en fonction de la température et de la longueur de fissure de 45% à 75% ce qui montre que l'augmentation du chargement, de la température et de la longueur de fissure favorise la propagation de la fissure et la déchirure de plaque caractérisée par des grandes valeurs de l'intégrale J.

-Pour un chargement de 100 MPa, il a été constaté que la variation de température de -20°C à +25°C n'affecte pas significativement les valeurs de l'intégrale J car des températures négatives favorisent le phénomène de fermeture de fissure. Par contre un changement de température de +25 °C à 100 °C fait augmenter les valeurs de l'intégrale J de 30% à 35%.

V.7 Conclusion :

Les résultats de cette partie de l'étude nous ont permis de tirer les conclusions suivantes :

- Pour une plaque non réparée, l'augmentation de la taille de la fissure entraîne une augmentation considérable de l'intégrale J
- La réparation de fissure par patch composite fait réduire d'une façon significative les valeurs de l'intégrale J
- La température a un impact significatif sur la durée de vie des plaques en alliage d'aluminium, car l'augmentation de la température fait réduire la rigidité et la résistance de la plaque et elle affecte ainsi les propriétés du patch et de l'adhésif.
- Pour des conditions environnementales sévères, le patch n'est pas en mesure d'accomplir son rôle pleinement.

Références

- [1] Baker A.A., Jones R. (Eds.), (1988), "Bonded Repair of Aircraft Structures", MartinusNijhoff Publishers.
- [2] Baker A.A., Chester R.J., (1993), "recent advances in bonded composite repair technology for metallic aircraft components", in Proceeding of the International Conference on Advanced Composite Materials, 45-49.
- [3] Baker A.A., (1996), "Fatigue studies related to the certification of composite crack patching for primary metallic aircraft structure", FAA-NASA Symposium on Continued Airworthiness of Aircraft Structures, Atlanta, 28–30 August.
- [4] Baker A.A., (1997), "On the certification of bonded composite repairs primary aircraft structures", in: Proceeding of the Eleventh International of composite Materials (ICCM-11), Gold Coast, Australia.
- [5] Baker A.A., Callinan R.J., Davis M J., Jones R., Williams J.G., (1984), "Repair of mirage aircraft using BFRP crack patching technology", Theoretical and Applied Fracture Mechanics - Journal - Elsevier, 2, 1-16.
- [6] Baker A.A., (1984), "Repair of cracked or defective metallic components with advanced fiber composites an overview of Australian work", Composite Structure, 2, 153–181.
- [7] Nateche T., HadjMeliani M., Shafique M., Khan A., Matvienko Y G., Merah N., Pluvinage G, (2015), "Residual harmfulness of a defect after repairing by a composite patch". Engineering FailureAnalysis, 48, 166-173.
- [8] Riccio A. , Ricchiuto R., Di Caprio F., Sellitto A., Raimondo A., (2017), "Numerical investigation of constitutive material models on bonded joints in scarf repaired composite laminates", Engineering Fracture Mechanics, 15, 91-106.
- [9] Schubbe J J., Bolstad S H., Reyes S., (2016), "Fatigue crack growth behavior of aerospace and ship grade aluminum repaired with composite patches in a corrosive environment", Composite Structure, 144, 44-56.
- [10] Schubbe J J., Mall S., (1999), "Modeling of cracked thick metallic structure with bonded Composite patch repair using three-layer technique", Composite Structure, 45, 185-193.
- [11] Baker A.A., (1999), "Bonded composite repair of fatigue-cracked primary aircraft structure", Composite Structure, 47, 431-443.

- [12] Schubbe J.J., Mall S., (1999), "Investigation of a cracked thick aluminum panel repaired with a Bonded composite patch", *Engineering Fracture Mechanics*, 63, 305-323.
- [13] Baker A.A., (1996), "Fatigue studies related to the certification of composite crack patching for primary metallic aircraft structure", IN: Presented at FAA-NASA symposium on continued airworthiness of aircraft structures, Atlanta, 28-30.
- [14] Baker A.A., (1995), "Bonded composite repair of metallic aircraft components, overview of Australian activities". In : AGARD-CP-550, 1-14.
- [15] A. Baker, L. Rose, and R. Jones, (2002), "Advances in the bonded composite repair of metallic aircraft structure," Elsevier Science Publications, London. ", vols. 1 and 2.
- [16] A. Baker, (1999), "Bonded composite repair of fatigue-cracked primary aircraft structure," *Compos. Struct. Elsevier*, 47 (1999) 431-443.
- [17] C. Wang, L. Rose, and R. Callinan, (1998), "Analysis of out-of-plane bending in one-sided bonded repair," *Int. J. Solids Elsevier*, 35(1998) 1653-1675.
- [18] D. Roach and K. Rackow, (2007), "Development and validation of bonded composite doubler repairs for commercial aircraft," *Aircr. Sustain. Repair Elsevier*.
- [19] I. Grabovac, (2003), "Bonded composite solution to ship reinforcement," *Compos. Part A Appl. Sci.*, 34 (2003) 847-854.
- [20] I. Grabovac and D. Whittaker, (2009), "Application of bonded composites in the repair of ships structures-A 15-year service experience," *Compos. Part A Appl. Sci. Elsevier*.40 (2009) 1381-1398.
- [21] EMIN ERGUN AND MUZAFFER TOPCU (2011), "An Experimental Study on the Fatigue of Cracked Aluminum Plate with Composite Patches under Varied Temperatures" *Journal of COMPOSITE MATERIALS*, Vol. 45, No. 3/2011.

Conclusion générale

L'objectif de cette thèse est d'analyser numériquement moyennant le code de calcul Abaqus, la propagation de fissures sous chargement thermomécanique dans une plaque en alliage d'aluminium 2024-T3. Les travaux à réaliser ont été subdivisés en trois grandes parties définies préalablement dans l'introduction générale.

Les résultats obtenus nous ont permis de conclure ce qui suit :

Première partie

Première étude

- Une propagation de la fissure (allant de 5.08 à 7.18 mm) fait augmenter le déplacement axial des lèvres de fissure de 3 fois.
- Pour une longueur de fissure de 5,08 mm, l'augmentation de la température de 10 °C fait éloigner les lèvres de fissure de 4 mm.
- Pour une longueur de fissure de 5,50 mm, l'augmentation de la température de 10 °C fait éloigner les lèvres de fissure de 5 mm.
- Pour une longueur de fissure de 6,34 mm, l'augmentation de la température de 10 °C fait éloigner les lèvres de fissure de 10 mm.
- Pour une longueur de fissure de 7,18 mm, l'augmentation de la température de 10 °C fait éloigner les lèvres de fissure de 15 mm.
- Suivant la largeur et pour une température constante, l'augmentation de la longueur de fissure fait augmenter le déplacement axial.
- Les déformations de la plaque augmentent d'une manière notable lorsque l'aspect thermique et mécanique sont couplés.
- L'augmentation de la longueur de fissure et de la température fait augmenter les valeurs de la déformation.
- Une propagation de la fissure (allant de 5.08 à 7.18 mm) fait augmenter les valeurs de déformations de 30%.
- Un écart de température de 10 °C fait augmenter les déformations de 30 à 40 %.
- Les contraintes de Von Mises, les déformations globales et les pressions de contact au sein de la plaque augmentent d'une manière remarquable lorsque l'aspect thermique et mécanique sont couplés.

Deuxième étude

- Pour chaque longueur de fissure, lorsque la température augmente de - 20 °C à + 100°C, Les évolutions du déplacement axial U2 augmente très légèrement. Cette

légère augmentation, très peu marquée, est plus apparente pour les longueurs de fissures supérieures à 10mm.

- Pour une longueur de fissure de 2,5 mm, l'augmentation de la température de - 20 °C à + 100°C, fait éloigner les lèvres de fissure de 0.01 mm.
- Pour une longueur de fissure de 5 mm, l'augmentation de la température de - 20 °C à + 100°C, fait éloigner les lèvres de fissure de 0.011 mm.
- Pour une longueur de fissure de 7,5 mm, l'augmentation de la température de - 20 °C à + 100°C, fait éloigner les lèvres de fissure de 0.012 mm.
- Pour une longueur de fissure de 10 mm, l'augmentation de la température de - 20 °C à + 100°C, fait éloigner les lèvres de fissure de 0.016 mm.
- Pour une longueur de fissure de 12,5 mm, l'augmentation de la température de - 20 °C à + 100°C, fait éloigner les lèvres de fissure de 0.018 mm.
- Pour une longueur de fissure de 15 mm, l'augmentation de la température de - 20 °C à + 100°C, fait éloigner les lèvres de fissure de 0.021 mm.
- Quelque soit la température considérée, Les évolutions du déplacement axial U2 augmente avec l'augmentation de la longueur de fissure.
- Une propagation de la fissure (allant de 2.5 à 15 mm) fait augmenter les valeurs de déformations de 35%.
- Un écart de température de 40 °C fait augmenter les déformations de 15 à 25 %.
- L'utilisation des lois de comportement mécaniques appropriées pour les différentes phases de propagation thermomécanique joue un rôle important sur les résultats mécaniques, notamment sur la distribution des contraintes dans la structure.
- L'effet de la température sur les plaques varie selon le type des plaques et ses dimensions.

Deuxième partie

- Les contraintes résiduelles sont maximales à la pointe de fissure, en s'éloignant elles prennent des valeurs faibles.
- Imposer un champ de contraintes de compression au voisinage de la pointe de fissure fait réduire le niveau des contraintes résultantes à la pointe de fissure.
- Un tel champ imposé qui s'oppose à la contrainte appliquée va retarder la propagation de fissure et donc améliorer bien évidemment la durée de vie en fatigue.

- Les contraintes résiduelles sont autant plus grandes en valeur absolue pour des températures basses.
- La variation de la longueur de fissure fait augmenter la valeur de la contrainte résiduelle de compression au niveau de la pointe de fissure.
- L'augmentation de la température de 35 °C fait relaxer les contraintes résiduelles de 10 MPa.
- L'augmentation de la température de 75 °C fait relaxer les contraintes résiduelles d'environ 25 MPa.
- Une température négative favorise le maintien du champ des contraintes résiduelles imposées, des telles températures causes le phénomène de fermeture et ralentir la propagation de fissure

Troisième partie

- L'augmentation de niveau de chargement ou de la longueur de fissure fait augmenter les valeurs de l'intégrale J. Cette augmentation est modérée pour les deux premiers niveaux de chargement (50 MPa et 70 MPa) et significative pour le niveau de chargement de 100 MPa, ce qui montre qu'un chargement de 100 MPa conduit à la valeur de la contrainte critique à la rupture.
- L'effet de la température sur la variation des valeurs de l'intégrale J n'est pas remarquable pour les deux premiers niveaux de chargement surtout pour des petites longueurs de fissure par contre cet effet a été considérable pour le dernier niveau de chargement où on a enregistré une majoration des valeurs de l'intégrale J qui s'élève à 50% pour une variation des températures de -20 °C à +25 °C, de 10% pour une variation de température de 25 °C à 60 °C et de 60 °C à 100 °C. Une majoration de 25% a été enregistrée pour une différence de température de 25 °C à 100 °C.
- Les plus faibles valeurs de l'intégrale J correspondent une température négative.
- Des températures négatives réduit considérablement les valeurs de l'intégrale J ce qui signifie qu'elles favorisent le phénomène de fermeture de fissure.
- Pour une longueur de fissure de 5 mm et pour une variation de température de 20 °C à 60 °C, une augmentation des valeurs de l'intégrale J de 9% a été enregistrée pour les deux premiers niveaux de chargement et de 25% pour le niveau de chargement qui correspond à 100 MPa.

- Pour une longueur de fissure de 5 mm et pour une variation de température de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ à $60\text{ }^{\circ}\text{C}$, une augmentation des valeurs de l'intégrale J de 35% à 40 % a été enregistrée pour les deux premiers niveaux de chargement et de 60 % pour le dernier niveau de 100 MPa.
- L'effet de la température devient plus important pour des longueurs de fissure plus élevées.
- Pour chaque contrainte appliquée, quelle que soit la température, la valeur de l'intégrale J augmente avec l'augmentation de la longueur de fissure.
- Au-delà d'une longueur de fissure de 7,5 mm, l'intégrale J en fond de fissure augmente considérablement. Cette augmentation est nettement visible dans une plaque fissurée non réparée. En revanche, dans une plaque réparée par un simple patch, l'intégrale J varie lentement, ce qui montre l'effet bénéfique du patch à absorber les contraintes et réduire donc le niveau des contraintes en fond de fissure ce qui traduit par un retard de propagation et une amélioration en durée de vie en fatigue.
- Pour une plaque réparée, les valeurs faibles et stables de l'intégrale J montrent que la réparation par patch composite permet une amélioration significative de la résistance à la rupture.
- Pour un chargement de 50 MPa et pour une même longueur de fissure, l'augmentation de la température de $35\text{ }^{\circ}\text{C}$ fait augmenter l'intégrale J de 20 % et de 60 % dans le cas d'une augmentation de la température de $75\text{ }^{\circ}\text{C}$. Pour une variation de température entre $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$ et $25\text{ }^{\circ}\text{C}$, les valeurs de l'intégrale J augmentent de 12% à 45% selon la longueur de fissure initiale.
- Pour un chargement de 70 MPa les valeurs de l'intégrale J augmentent en fonction de la température et de la longueur de fissure de 45% à 75% ce qui montre que l'augmentation du chargement, de la température et de la longueur de fissure favorise la propagation de la fissure et la déchirure de plaque caractérisée par des grandes valeurs de l'intégrale J.
- Pour un chargement de 100 MPa, il a été constaté que la variation de température de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ à $+25\text{ }^{\circ}\text{C}$ n'affecte pas significativement les valeurs de l'intégrale J car des températures négatives favorisent le phénomène de fermeture de fissure. Par contre un changement de température de $+25\text{ }^{\circ}\text{C}$ à $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ fait augmenter les valeurs de l'intégrale J de 30% à 35%.

- L'utilisation de patch composite pour réparer les structures en alliage d'aluminium est très utile, car elle contribue de manière significative à retarder la propagation des fissures et à augmenter la durée de vie de la structure.
- Un simple patch améliore les performances de la réparation en termes de rigidité et contrainte à la rupture.
- Le chargement appliqué et la taille de fissure ont un effet considérable sur l'évolution de l'intégrale J.
- l'augmentation de la température a un effet néfaste sur l'efficacité de réparation surtout lorsque la longueur de fissure est importante.

Malgré le nombre de paramètres que nous avons étudiés dans cette thèse, il reste beaucoup de choses à éclaircir notamment sur le plan expérimental telles que :

- Etude des mécanismes de rupture par fatigue des structures réparées.
- Intégration des effets de sous charges sur la fissuration des plaques réparées.
- Développement d'un modèle de fissuration par fatigue plus simple des structures réparées et le valider expérimentalement.