

N°/FHC/UMBB/2021

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université M'Hamed Bougara



Faculté des Hydrocarbures et de la Chimie

Département Transport et Équipements des Hydrocarbures

Mémoire de fin d'études

En vue de l'obtention du diplôme de

Master

Filière : Hydrocarbures

Spécialité : Génie mécanique

Option : Mécanique chantiers pétroliers (MACP-16)

Présentée par : LEBCIR YESSAAD

LABIOD HAKIM

THEME

Étude expérimentale et numérique de l'influence des traitements thermiques sur les paramètres de rupture d'un alliage d'Aluminium2xxx

Devant le jury:

	Nom et Prénom	Grade	Université/Affiliation
Examineur	ARBAOUI MOHAMED	Professeur	UMBB
Examineur	GUEBLI ABDELHAMID	MC/B	UMBB
Encadreur	HARHOUT RIAD	MA/A	UMBB
Co-Encadreur	BRICK CHAOUICHE AMINE	MCB	CRTI

Boumerdes:2021

Remerciement

Remerciement

*Nous tenons tout d'abord à remercier **ALLAH** le tout puissant et miséricordieux, qui nous a donné la force et la patience d'accomplir ce travail.*

Nos chers Parents, aucun mot ne pourra décrire la profondeur des sentiments qu'ont éprouvés envers vous.

*Nos remerciements s'adressent à notre encadreur universitaire, le **Dr. HARHOUT RIAD** pour l'orientation, la confiance, la patience qui a constitué un apport considérable sans lequel ce travail n'aurait pas pu être menée au bon sens.*

*Nous tenons à exprimer nos sincères gratitude à notre co-encadreur **Dr BRICK CHAUCHE amine** de nous avoir permis à réaliser ce travail au niveau de centre de recherche en technologie et industrielle(CRTI), au sein de la division (mécanique du métallurgie) et pour le soutien continu, pour sa patience, sa motivation, son enthousiasme, son immense connaissance, et le temps consacré pour l'élaboration de ce projet.*

Nos sincères remerciements vont à l'égard des examinateurs et des membres de jury qui ont modestement examiner notre mémoire.

Nous n'oublierons pas de remercier nos enseignants du département transport et Équipements des hydrocarbures.

*Nous remercions le directeur de Centre de recherche en technologie et industrielle(CRTI), **Mr. Riadh BADJI** pour l'opportunité qu'il nous a donné, pour avoir accepté de faire le stage, ainsi qu'à tous ceux qui nous ont accompagné, conseillé, soutenu ou aidé de près ou de loin durant ce travail.*

Enfin, grands merci à nos familles respectives et nos amis qui nous ont aidés.

Nous profitant de l'occasion pour remercier tous ceux qui ont collaboré de près ou de loin à la réalisation de ce mémoire.

Dédicace

Je dédie ce mémoire

À **Maman**, ce qu'il y a de plus précieux dans la vie, ton amour, ta tendresse et ta peur pour moi ont fait de moi ce petit garçon qui reste toujours inséparable de toi, je ferais de mon mieux pour que rien ne te manque et pour te garder le loin possible du mal. Je t'aime toujours maman et je n'oublierais jamais ce que t'as dû vivre depuis notre naissance.

À mon très adorable **papa** qui a toujours souri pour mes réussites et qui a toujours confiance en mes capacités. Tes encouragements me donnent de la puissance pour avancer. Retravaillerais autant que je pourrais pour ne jamais te décevoir.

À toutes mes **Sœurs** qui n'ont cessé de m'apporter leur soutien moral et physique acquis, Puisse Allah te protéger, garder et renforcer Notre fraternité. Je te souhaite tout le bonheur du monde.

À la famille de mon oncle * **MOHAMED** qui reste toujours vivant dans mon cœur *

À toutes la famille * **LEBCIR** *

.

À mes **chers amis**

À Tout que j'ai connu ou rencontré dans ma vie sociale et universitaire. Il me serait difficile de vous citer tous, vous êtes dans mon cœur, affectueusement

LEBCIR YESSAAD

Dédicace

Je dédie ce mémoire

À ma chère mère

À mon cher père

Que dieu les protège tous les deux.

À mes frères et toutes mes sœurs.

À toute ma famille

Mes amis et collègues et tous ceux qui nous ont aidé.

LABIOD HAKIM

Résumé

L'objectif principal de notre travail est d'étudier l'influence du traitement thermique de durcissement structurel sur les paramètres de rupture. Dans cette étude, un alliage d'aluminium de la série 2xxx disponible sur le marché est choisi, la nuance doit être déterminée par analyse chimique, un traitement thermique doit être programmé, ceci comporte une mise en solution suivie d'une trempe et une maturation artificielle dans un four, puis des essais de traction doivent être effectués sur des éprouvettes normalisés pour déterminer les propriétés mécaniques.

Une partie numérique s'en suit, dans un premier temps, les DATA de la technique de Corrélation d'Images Digitales sont traités sous Matlab par le code Ncorr, ce dernier permet l'extraction de données importantes telles que les valeurs des champs de déplacement et de déformation et l'ouverture à la pointe de la fissure, ces données sont importantes et serviront ensuite au calcul des paramètres de rupture comme le facteur d'intensité de contrainte KIC et le taux de restitution d'énergie GIC. La deuxième partie est basée sur des modèles numériques analysés par la méthode des éléments finis, ces modèles servent à valider les valeurs expérimentales.

Mots clés : Traitement thermique, rupture en mode I, facteur d'intensité de contrainte (FIC), Fissuration, Corrélation d'images numériques (CIN), Éléments finis (MEF), Intégral J. Éléments finis étendue (XFEM).

Abstract

The main objective of our work is to study the influence of the structural hardening heat treatment on the failure parameters. In this study, an aluminum alloy of the 2xxx series available on the market is chosen, the grade must be determined by chemical analysis, a heat treatment must be programmed, this includes solution followed by quenching and artificial maturation in an oven, then tensile tests must be carried out on standardized test pieces to determine the mechanical properties.

A digital part follows, in a first part, the DATA of the Digital Image Correlation technique are processed in Matlab by the Ncorr code, the latter allows the extraction of important data such as the values of the displacement fields and deformation and the opening at the crack tip, these data are important and are used for the calculation of failure parameters such as the stress intensity factor KIC and the energy release rate GIC. A part is based on numerical models analyzed by the finite element method, these models serve to validate the experimental values.

Keywords: Heat treatment, mode I failure, stress intensity factor (FIC), Cracking, Digital image correlation (CIN), Finite elements (FEM), Integral J. Extended finite elements (XFEM).

ملخص

الهدف الرئيسي من عملنا هو دراسة تأثير المعالجة الحرارية للتصلب الهيكلي على معلمات الفشل ، في هذه الدراسة ، يتم اختيار سبيكة الألومنيوم من سلسلة 2xxx المتوفرة في السوق ، ويجب تحديد الدرجة عن طريق التحليل الكيميائي ، يجب برمجة المعالجة الحرارية ، وهذا يشمل المحلول متبوعاً بالتبريد والإنضاج الاصطناعي في الفرن ، ثم يجب إجراء اختبارات الشد على عينات اختبار موحدة لتحديد الخواص الميكانيكية.

يتبع الجزء الرقمي ، في الجزء الأول ، بيانات تقنية ارتباط الصورة الرقمية التي تتم معالجتها في **Matlab** بواسطة **Ncorr** ، وهذا الأخير يسمح باستخراج البيانات المهمة مثل قيم حقول الإزاحة. عند الفتح عند طرف الكراك ، تعد هذه البيانات مهمة وتستخدم لحساب معلمات الفشل مثل عامل شدة الإجهاد **KIC** ومعدل إطلاق الطاقة **GIC**. يعتمد الجزء على نماذج عددية تم تحليلها بواسطة طريقة العناصر المحدودة ، وتعمل هذه النماذج على التحقق من صحة القيم التجريبية.

الكلمات المفتاحية: المعالجة الحرارية ، فشل الوضع الأول ، عامل شدة الإجهاد (**FIC**) ، التكسير ، ارتباط الصورة الرقمية (**CIN**) ، العناصر المحدودة (**FEM**) ، العناصر المحدودة الممتدة (**XFEM**).

Sommaire

Remerciement.....	ii
Dédicace.....	iii
Résumé.....	v
Sommaire.....	vii
Listes de figures	ix
Listes des tableaux.....	xi
Liste des abréviations.....	xii
Centre de recherche en technologie et industrielle(CRTI).....	xiv

Chapitre I-Étude bibliographique

I.1. Introduction	6
I.2. Généralités sur L'aluminium	6
I.2.1. Les Familles D'alliages D'aluminium	6
I.2.2. Les applications de l'aluminium et ses alliages	7
I.2.3. Alliage D'aluminium Série 2000 (Al-Cu Et Al-Cu-Mg)	8
I.2.4. Alliage Aluminium 2024	8
I.3. Traitements thermiques des alliages de la série 2000.....	9
I.3.1. Buts et rôle des traitements thermiques	9
I.3.2. Les types de traitements thermiques qui peuvent être Appliqués aux alliages d'aluminium	10
I.4. Éléments de la mécanique de la rupture	13
I.4.1. Modes De Rupture	13
I.4.2. Champs de contraintes au voisinage d'une fissure:.....	14
I.4.3. Champs de déplacements au voisinage d'une fissure	15
I.4.4. La mécanique de la rupture	15
I.4.4.1 L'approche énergétique:	16
I.4.4.2 Approche base sur le facteur d'intensité de contrainte:	20
I.4.4. Application dans un code de calcul par la méthode des éléments fini.....	22
I.4.4.1 Solution des problèmes de la mécanique de rupture sous les codes d'élément finis.....	24
I.4.4.2 Extraction du facteur d'intensité de contrainte	25
I.4.4.3 Évaluation du contour intégral:.....	26
I.4.4.4 La méthode d'intégrale de domaine:	26
I.4.4.5 Le J-Intégrale:	27
I.5. Méthode expérimentale et formule empirique pour l'étude de rupture:.....	27

Sommaire

I.6. Utilisation de la corrélation d'images numériques pour L'étude du comportement mécanique.....	29
II.1. Partie expérimentale:.....	32
II.1.1. Préparations des éprouvettes:.....	32
II.1.2. Le traitement thermique:.....	32
II.1.3. Les essais de rupture assistée par la technique de corrélation d'images digitales..	35
II.2. Partie numérique:	35
II.2.1. Le code open source DIC-Ncorr:.....	35
II.2.2. La simulation numérique sous le code de calcul EF ABAQUS:	41
Chapitre III -Résultats et Discussion	
III.1. Étude de convergence dans les modèles EF utilisés:	52
III.1.1. Convergence par rapport au maillage:.....	53
III.2. Résultats des essais de traction:	54
III.3. Champs de déplacement et de déformation:	56
III.4. Force et déplacement max:.....	62
III.5. Valeurs du facteur d'intensité de contrainte K_I et taux de restitution d'énergie G :	63
III.6. Tracés de l'ouverture CTOD de la fissure en fonction du chargement pour les trois cas:	63
III.7. Analyse des résultats:.....	65
III.7.1. Comparaison entre valeurs numérique et expérimentaux DIC-Ncorr:	65
III.7.2. Comparaison entre les résultats relatives aux différents cas (EI, T+MA et T+MN):	66
Conclusion générale.....	69
Annexe.....	72
Bibliographie.....	75

Liste des figures

Figure 0-1: Centre de recherche en technologie et industrielle(CRTI).....	xiii
Figure 0-2: Structure organisationnelle de CRTI.....	xiv
Figure I-1 : Schéma représentatif du traitement thermique de durcissement par précipitation pour les alliages d'aluminium 2xxx.....	11
Figure I-2 : Représenté les trois modes de rupture.....	14
Figure I-3 : Contraintes en un point près de l'extrémité d'une fissure.....	14
Figure I-4 : Idéalisation d'une région relaxée proche du flanc de la fissure.....	17
Figure I-5 : La balance d'énergie de rupture.....	18
Figure I-6 : Énergie restituée durant un incrément de fissure, pour deux tailles de la fissure.....	19
Figure I-7 : Les modes de rupture.....	20
Figure I-8 : L'éprouvette de rupture DENT à gauche, les résultats de Bowie [19] et Yamamoto[20] à droite.....	28
Figure I-9 : Principe de base de la stéréo-corrélation d'images numériques	30
Figure I-10 : Concept de la CIN basé sur le suivi d'une fenêtre de corrélation (subset) entre l'image de référence et l'image déformée de la surface.....	31
Figure II-1 : Les dimensions des éprouvettes de traction selon ASTM E8/E8M.....	33
Figure II-2 : Les dimensions des éprouvettes de rupture de type DENTS selon la norme ASTM E647.....	33
Figure II-3 : Four tubulaire de traitement thermique de type Nabertherm.....	34
Figure II-4 : Machine de traction de type MTS Criterion TM model C45.105.....	35
Figure II-5 : Exemple de la courbe de comportement obtenu par le test de traction.....	35
Figure II-6 : Les essais de rupture assistés par la technique de corrélation d'images digitales.	36
Figure II-7 : Interface ABAQUS.....	42
Figure II-8 : Création de la géométrie dans part.	42
Figure II-9 : Subdivision de la géométrie à l'aide de l'outil "Partition".	43
Figure II-10 : Choix du matériau et introduction des propriétés.	43
Figure II-11 : Modèle elasto-plastique de type Ramberg-Osgood.....	44
Figure II-12 : Création d'une section.....	44
Figure II-13 : Assigner la section à la géométrie.....	45
Figure II-14 : Création d'une instance.....	45
Figure II-15 : Discrétisation des arrêtes de la géométrie pour maillage.....	46

Liste des figures

Figure II-16 : Maillage de la géométrie.....	47
Figure II-17 : Création de "step"	47
Figure II-18 : Création de fissure "crack"	48
Figure II-19 : Conditions aux limites.....	49
Figure II-20 : Creation de "History Output Request"	50
Figure II-21 : Création de "job".....	50
Figure II-22 : Exécution du calcul.....	51
Figure II-23 : Visualisation des résultats.....	51
Figure III-1 : Maillage utilisé dans l'analyse EF, a) Maillage utilisé pour le calcul du Facteur d'intensité de contrainte, b) maillage utiliser pour le champ de déplacement, de déformation et CTOD.....	53
Figure III-2 : Convergence par rapport à la taille de l'élément dans le maillage, a) Le facteur d'intensité de contraintes KI, b) Le taux de restitution d'énergie G.....	54
Figure III-3 : Convergence par rapport au contour de calcul du J-intégrale, a) Le facteur d'intensité de contraintes KI, b) Le taux de restitution d'énergie.....	55
Figure III-4 : Les courbes contrainte-déformation pour les trois cas (EI, T et MA et T et MN).....	56
Figure III-5 : La composante U du champ de déplacement pour les trois cas (EI, T-MA et T-MN): a) Modèle élastique, b) Modèle de Ramberg-Osgood et c) DIC Ncorr.....	58
Figure III-6 : La composante V du champ de déplacement pour les trois cas (EI, T-MA et T-MN): a) Modèle élastique, b) Modèle de Ramberg-Osgood et c) DIC Ncorr.....	59
Figure III-7 : La composante ϵ_{xx} du champ de déformation pour les trois cas (EI, T-MA et T-MN): a) Modèle élastique, b) Modèle de Ramberg-Osgood et c) DIC-Ncorr.....	60
Figure III-8 : La composante ϵ_{yy} du champ de déformation pour les trois cas (EI, T-MA et T-MN): a) Modèle élastique, b) Modèle de Ramberg-Osgood et c) DIC-Ncorr.....	61
Figure III-9 : La composante ϵ_{xy} du champ de déformation pour les trois cas (EI, T-MA et T-MN): a.) Modèle élastique, b) Modèle de Ramberg-Osgood et c) DIC-Ncorr.....	62
Figure III-10 : Tracé du CTOD vs Force pour le cas EI.....	65
Figure III-11 : Tracé du CTOD vs Force pour le cas T et MA.....	65
Figure III-12. Tracé du CTOD vs Force pour le cas T et MN.....	65

Liste des tableaux

Tableau I-1 : Désignation des différents traitements thermomécaniques correspondant à l'état T.....	13
Tableau I-2 : Facteur d'intensité de contraintes pour plusieurs géométries.....	21
Tableau I-3 : La résistance à la rupture des matériaux.....	22
Tableau II-1 : Résultats de l'analyse chimique effectuée sur l'alliage étudié.....	34
Tableau III-1 : Nombre d'éléments et nombre de variables dans chaque maillage.....	54
Tableau III-2 : Propriétés élastique et elasto-plastique de Ramberg-Osgood.	56
Tableau III-3 : Valeurs max et min des champs de déplacement et de déformation.....	63
Tableau III-4 : Force et déplacement max pour les trois cas.....	64
Tableau III-5 : Valeurs numériques et analytiques du facteur d'intensité de contrainte KI et le taux de restitution d'énergie G dans les trois cas (EI, T+MA et T+MN).....	64

Liste des abréviations

$f_{ij}(\theta)$:	Fonction de répartition angulaire
E :	Module de young
ν :	Coefficient de poisson
μ :	Le module de cisaillement
U^* :	La densité d'énergie de déformation par unité de volume
S :	L'énergie de surface
σ_f	Le contrainte de rupture
δ :	La déformation
f :	La fréquence
a :	La longueur de fissure
K_{Ic} :	La ténacité
K_I :	Facteur d'Intensité de Contrainte (FIC) de mode I.
K_{II} :	Facteur d'Intensité de Contrainte (FIC) de mode II.
K_{III} :	Facteur d'Intensité de Contrainte (FIC) de mode III.
$u(x)$:	champ de déplacement
$[K]$:	la matrice de rigidité globale.
$\{g\}$:	le vecteur de force globale.
$\{q\}$:	le vecteur de déplacements nodaux du système.
G :	Taux de restitution d'énergie.
G_c :	Taux de restitution de l'énergie critique
CTOD:	Crack tip opening displacement
FEM:	Méthode des éléments finis
XFEM :	Méthode des éléments finis étendue
J :	Intégral
B :	la matrice facteur d'énergie pré-logarithmique
$\lambda(s)$:	une avancée virtuelles de la fissure
L :	le front de la fissure
dA :	un élément de surface
n :	le vecteur normal sortant
q :	la direction locale de l'extension virtuel de la fissure
W :	l'énergie de déformation élastique
$\tilde{\varepsilon}$:	la déformation vraie
$\tilde{\sigma}$:	la contrainte vraie
ε :	la déformation
n :	l'exposant d'écrouissage
α :	Coefficient d'écrouissage
σ_{ij} :	Tenseur des contraintes
ε_{ij} :	Tenseur des déformations
E' :	Module d'Young (contraintes et déformation planes)

Liste des abréviations

γ :	Energie surfacique
β :	la hauteur de la fissure
ε :	le onstant biomatériau
CIN :	La technique de corrélation d'images numériques
$\partial u/\partial x,$ $\partial v/\partial y$:	Les gradients du déplacement
r :	Coordonnées polaire
θ :	Coordonnées polaire
MA :	maturation artificiel
MN :	maturation naturel

Centre de recherche en technologie et industrielle(CRTI)



Figure 0-1: Centre de recherche en technologie et industrielle(CRTI)

Centre de recherche en technologie et industrielle(CRTI) est un Établissement Public à caractère Scientifique et Technologique (EPST), le centre dispose de plusieurs structures de recherche et de valorisation à travers le territoire national.

CRTI est une coopération scientifique et technique et l'assistance technique à l'industrie nationale et ces derniers sont au cœur de leur politique générale et de leur stratégie de développement. Dans ce contexte, le CRTI a mis en place des conventions-cadres, d'une part, avec plusieurs institutions, établissements universitaires et structures de recherche et, d'autre part, avec des entreprises nationales stratégiques et les multinationales exerçant leurs activités dans le domaine de la technologie industrielle, notamment des hydrocarbures pour répondre aux besoins des professionnels du secteur socio-économique.

Le CRTI, ex-CSC, a reçu pour mission générale de mettre en œuvre les programmes de recherche nécessaires au développement des technologies de soudage et de contrôle destructif et non destructif. Près de trente ans plus tard, cette mission conserve toute son actualité. Cependant, au fil des décennies, le contenu des missions du centre a évolué et s'est enrichi ce qui a nécessité la redéfinition des missions et le changement de la dénomination du centre. À ce titre, le centre est désormais dénommé Centre de Recherche en Technologies Industrielles (CRTI). Le CRTI est chargé notamment :

- De réaliser les projets de recherche nécessaires au développement des technologies industrielles, notamment les techniques d'assemblage, le contrôle non destructif et la corrosion ;

Centre de recherche en technologie et industrielle(CRTI)

- D'organiser, développer et promouvoir l'assurance qualité et le contrôle qualité des installations industrielles ;

Centre de recherche en technologie et industrielle(CRTI)

- De développer et contribuer à la réalisation des recueils, normes et standards relatifs aux technologies d'assemblages, du contrôle non destructif des installations industrielles et de la corrosion des matériaux métalliques ;

- De perfectionner, vérifier et utiliser les équipements de soudage, de contrôle non destructif, d'analyse et de mesure ;

- De développer la recherche appliquée dans le domaine de la sidérurgie et métallurgie, telle que l'élaboration et la caractérisation des aciers et alliages spéciaux ;

- De maîtriser et de développer la mécatronique et la maintenance appliquée aux installations industrielles ;

- De développer des programmes de recherche dans l'élaboration, la caractérisation et l'étude du comportement des matériaux non métalliques tels que les composites, les céramiques, etc. ;

- De développer des programmes de recherche dans la technologie du traitement de surface des matériaux et leurs applications.

Actuellement, le CRTI, dont le siège central est situé à Chéraga, Alger, compte six divisions de recherche (Figure 0-2) et dispose de :

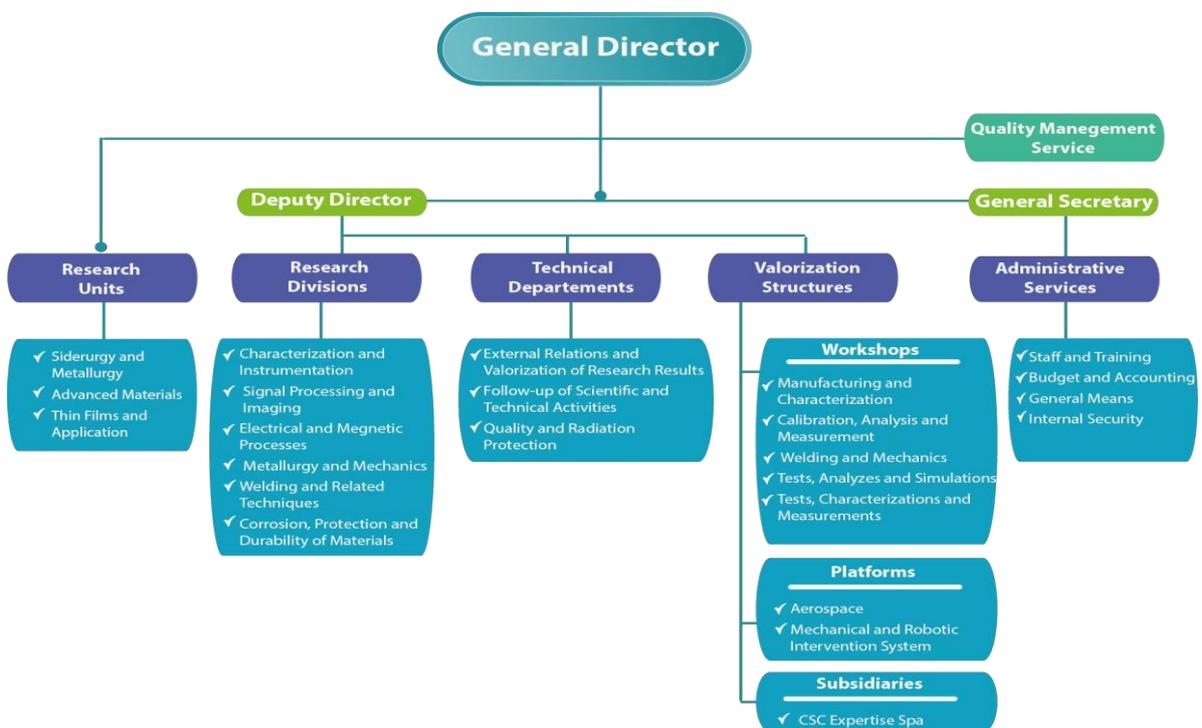


Figure 0-2: Structure organisationnelle de CRTI

Introduction Générale

Introduction Générale

Les métaux sont de plus en plus utilisés dans les différents secteurs de l'industrie (machines, automobiles, aéronautique...Etc.), caractérisés par des propriétés physiques, chimiques et mécaniques exceptionnelles. Le design des structures et pièces métalliques dans les différents secteurs de l'industrie nécessite des connaissances et un savoir-faire spécifiques. Le dimensionnement des structures et pièces métalliques est basé sur des formules et méthodes analytiques et numériques.

Suivant un protocole expérimentale basé sur des normes internationaux bien établies, les métaux peuvent être caractérisés en vue de déterminer leurs propriétés mécaniques comme les caractéristiques élastique (module de Young), contraintes et déformations limites (contrainte de rupture, limite élastique et déformation élastique), résilience et ductilité, propriétés plastique (**exposant et facteur d'écrouissage**) et résistance à la propagation des fissures (facteur d'intensité de contrainte K_I , taux de restitution d'énergie G_c ou ouverture critique de la fissure **CTOD**) ..Etc.

La mécanique de la rupture représente une branche importante de la mécanique, la présence des défauts dans les structures réduisent sensiblement la rigidité des structures et donc leur capacités à résister aux charges imposées. Les fissures représentent la forme du défaut le plus néfaste au comportement des structures. L'étude de leur influence est donc très importante dans le dimensionnement des structures et pièces métalliques.

La détermination des paramètres de rupture des métaux se fait aussi suivant un protocole expérimentale basé sur des normes, des essais sur des éprouvettes fissurées permettent en utilisant des formules empiriques de déterminer par exemple le facteur d'intensité de contrainte critiques K_{Ic} , le taux de restitution d'énergie critique G_{Ic} , la charge max de rupture ou l'ouverture critique CTOD. L'avènement des méthodes moderne basé sur le traitement d'image comme la technique de corrélation d'images digitales permet l'extraction facile et peu coûteuse des paramètres de rupture, la détermination des champs de déplacement et de déformation est assez précise, l'ouverture de la fissure CTOD et déterminée à partir du champ de déplacement et le calcul de l'énergie de rupture par intégrale de contour à partir du champ de déformation, d'autre paramètres (K_{Ic} et G_c peuvent être en déduite.

Une analyse numérique basée sur la méthode des éléments finis est ensuite réalisée, le post-processing des résultats de l'analyse permet de calculer les paramètres de rupture, ces dernier peuvent servir à une validation des résultats expérimentaux.

Les alliages d'aluminium sont très utilisés dans les différents secteurs de l'industrie notamment dans l'aéronautique grâce au rapport résistance/masse élevé qui les caractérise. Ces alliages trouvent leurs propriétés mécaniques améliorées suite à un traitement thermique approprié. Les alliages d'aluminium de la série 2000 subissent une maturation naturelle à la température ambiante.

Introduction Générale

Dans ce travail, un alliage d'aluminium de série 2000 (désignation: Al 2024 T3) sous forme de plaque de 2 (mm) d'épaisseur a été choisi, ce dernier est disponible dans le marché. Après extractions des échantillons et éprouvettes normalisées, trois cas ont été considéré:

- État initial: d'où des éprouvettes et échantillons ne subissent aucun traitement.
- Trempe suivie d'une maturation artificielle: d'où des éprouvettes et échantillons subissent une mise en solution suivie d'une trempe puis une maturation artificielle.
- Trempe suivie d'une maturation naturelle: ici les éprouvettes et échantillons subissent une mise en solution suivie d'une trempe puis une maturation naturelle.

Le traitement thermique est réalisé dans un four tubulaire. Des essais de traction sont réalisés sur des éprouvettes normalisées afin de déterminer les propriétés mécaniques de l'alliage dans les trois cas. Les résultats des essais de traction sont ensuite analysés sur "Excel" selon une méthode scientifique à fin d'extraire les propriétés élastiques et mécaniques, la courbe contrainte-déformation réel est ensuite utilisée pour extraire les propriétés plastique, ces dernier sont ensuite utilisés dans les modèles numériques (modèle élastique et modèle de Ramberg-Osgood).

Des essais de rupture sont réalisée sur les trois états, des éprouvettes doublement entaillés de type DENT (Double-Edge-Notched-Tensile-Specimens) ont été choisies. Ces essais sont assistés par la technique de corrélation d'image, cette technique permet l'extraction de données importantes pendant l'essai comme le champ de déplacements et de déformations. Les images de l'éprouvette déformée enregistrés pendant le chargement sont traité par le code de corrélation d'image digitales "Ncorr" développé sous " Matlab".

Des modèles numériques sont ensuite construisent, le code d'analyse par élément finis "ABAQUS" est utilisé. Les propriétés élastiques (Modules de Young et coefficient de poisson) et les propriétés plastiques (la limite élastiques, l'exposant et le coefficient d'écrouissage), issues des essais de traction sont affectées aux modèles élastiques et élasto-plastiques. Les valeurs max post-rupture (en déplacement ou en contrainte) enregistrés par la machine de traction pendant les essaies de rupture sont imposées aux modèles. Après une étude de convergence, un post-processing est réalisé afin de calculer les différent paramètres de rupture.

Les résultats issus des de la partie expérimentale et la partie numérique sont comparés et une discussion est ensuite menée pour montrer l'influence du traitement thermique effectué sur les propriétés mécaniques et les paramètres de rupture de l'alliage.

Introduction Générale

Ce mémoire est organisé comme suite:

Une introduction générale, suivie d'un chapitre I qui contient un état de l'art sur les alliages d'aluminium, le traitement thermique des alliages d'aluminium de la série 2000, la mécanique de la rupture, la caractérisation mécanique et les essais de rupture, la technique de corrélation d'image et la modélisation par élément fini dans la mécanique de rupture. Un deuxième chapitre qui traite en détail le traitement thermique réalisé, les essais expérimentaux effectués, la préparation et dimensionnement des éprouvettes de traction et de rupture, l'usage de la technique de corrélation d'image à travers le code et l'obtention du champ de déplacement et de déformation, et la simulation des essais de rupture et le calcul des paramètres de rupture par le code de calcul par éléments finis ABAQUS. Un troisième chapitre consacré à la présentation des résultats expérimentaux et numériques, une comparaison et une discussion des résultats présentées. Et en termine par une conclusion générale.

Chapitre I-Étude bibliographique

I.1. Introduction

Le premier chapitre présente une recherche bibliographique générale sur les alliages d'aluminium ainsi que les notions fondamentales de la mécanique de rupture. Nous présentons dans un premier temps les généralités sur l'aluminium. Ces alliages sont caractérisés par des propriétés physiques, chimiques, mécaniques et résistance à la corrosion. Ainsi, Les trois types de traitements thermiques qui peuvent être appliqués aux alliages d'aluminium et basé sur les traitements de durcissement structural.

La grande partie présente les fondements de la théorie de la mécanique de rupture appliqués au cas de la fissuration dans les structures par les méthodes analytiques et numériques, et un intérêt spéciale sera donnée aux méthodes analytiques par calcul plusieurs paramètres de rupture, et les méthodes numériques, généralement employées pour la simulation des phénomènes de fissuration.

I.2. Généralités sur L'aluminium

De nos jours, les alliages d'aluminium sont utilisés dans la construction, les Transports, l'emballage et les biens de consommation, occupant la deuxième position dans les matériaux métalliques les plus utilisés après les alliages ferreux. Les Principales caractéristiques physico-chimiques des alliages d'aluminium justifiant leur emploi sont leur densité, leur conductivité thermique et électrique, leurs propriétés mécaniques et leur bonne tenue à la corrosion atmosphérique de manière générale.

I.2.1. Les Familles D'alliages D'aluminium

Les huit familles d'alliages d'aluminium se divisent en deux groupes bien distincts en relation avec leur mode de durcissement.

Le premier groupe est constitué des alliages à durcissement par écrouissage. Ce sont les familles 1000, 3000, 5000 et 8000.

Les propriétés mécaniques de ces alliages sont déterminées par le durcissement plastique qui correspond à une modification structurale du métal.

- **Durcissement par écrouissage**

Famille	Élément d'alliage	% en masse	Additions possibles
1000	Aucun		Cuivre
3000	Manganèse	0,5-1,5	Magnésium-Cuivre
5000	Magnésium	0,5-5	Manganèse-Chrome
8000	Fer Silicium	Si: 0,3-1 Fe:0,6-2	Nickel

- **Durcissement structural**

Famille	Elément d'alliage	% en masse	Additions possibles
6000	Magnésium Silicium	Mg: 0,5-1,5 Si: 0,5-1,5	Silicium-Magnésium Manganèse
2000	Cuivre	2-6	
7000	Zinc Magnésium	Zn:5-7 .Mg:1-2	Cuivre
4000	Silicium	0,8-1,7	

Le second groupe est constitué des alliages à durcissement structural. Ce sont les familles 2000, 4000, 6000 et 7000.

Les propriétés mécaniques de ces alliages sont déterminées par le traitement thermique, généralement effectué à la fin de la gamme de transformation, en trois étapes : mise en solution, trempe et revenu (ou maturation).

Le phénomène de durcissement résulte de la précipitation provoquée et contrôlée de certaines phases à l'intérieur de la matrice d'aluminium qui vont produire une augmentation des propriétés mécaniques. Dans cette étude, deux alliages à durcissement structural : l'alliage 2024 appartenant à la famille 2000 ont été étudiés.

I.2.2. Les applications de l'aluminium et ses alliages

- **Domaine de transport :**

En raison de sa légèreté, l'aluminium et ses alliages peut être utilisé dans le domaine de transport, dans le sens de la construction des automobiles, des véhicules ferroviaires (les trains, les tramways, les métros), ainsi que l'aéronautique (les avions). Car il réduit les émissions de carburant et le bruit, les vibrations et la résistance à la corrosion de la consommation, et absorbe aussi le choc de l'accident, l'aluminium ne rouille pas dans la petite voiture, le poids de la structure de l'aluminium peut être jusqu'à 45 % inférieurs à la structure en acier, et aujourd'hui, 50 % des moteurs hors-bords sont fait d'aluminium.

Une coque en aluminium peut tenir plus de 30 ans sans donner le moindre signe de Fatigue.

- **Domaine de l'énergie électrique :**

Les lignes aériennes et des câbles d'alimentation de la distribution et la transmission de l'énergie électrique, des câbles électriques à usage industriel. L'aluminium est particulièrement bien adapté à cet usage en raison de sa conductivité électrique élevée, une densité et une bonne résistance à la corrosion de base [1].

- **Domaine d'alimentation :**

L'aluminium a un grand champ d'utilisation dans le domaine de l'alimentation, par exemple il est utilisé dans la construction des boîtes de conservation, les papiers aluminium, canettes, barquettes, ustensiles de cuisine. Cependant, l'aluminium en cas d'ingestion importante peut parfois avoir des effets néfastes pour le système nerveux. Il a été reporté que des personnes ont développé une encéphalopathie (forme de démence).

I.2.3. Alliage D'aluminium Série 2000 (Al-Cu Et Al-Cu-Mg)

Les teneurs en cuivre des alliages de cette série sont comprises entre 2,6 et 6,3 % Les teneurs en magnésium varient de 0,5 à 1,5 %. Le durcissement structural de ces alliages est dû à la précipitation de composés transitoires d' Al_2Cu et $Al_2Cu Mg$. Ces phases leur confèrent d'excellentes propriétés mécaniques. L'addition de silicium et de manganèse, favorise la formation de composés quaternaires. Par dispersion, ces derniers améliorent les propriétés de la matrice [2].

Les éléments Mn, Fe et Si sont considérés comme des impuretés dans l'alliage. La présence de fer conduit à la formation de Cu_2Fe_7Al , contenant le fer, diminue la quantité de cuivre nécessaire au durcissement structural. Cependant, si, en plus du fer, on ajoute du nickel, il y a formation du composé Al_9FeNi , qui confère à l'alliage une bonne tenue mécanique jusqu'à 230°C.

I.2.4. Alliage Aluminium 2024

- **Composition chimique ;**

Al 2024	%Si	%Fe	%Cu	%Mn	%Zn	%Cr	%Ti+Zi	%Mg	%Other
	0.5	0.5	3.8-4.8	0.3-0.9	0.25	0.1	0.15	1.2-1.8	0.15

- **caractéristiques mécaniques**

L'aluminium pur, à l'état recuit, possède des propriétés mécaniques faibles, on peut toutefois améliorer considérablement ces propriétés par écrouissage, traitements thermiques ou addition d'éléments d'alliages, Puisque l'aluminium et ses alliages ont une structure

Cubique à faces centrées, ils font preuve à l'état recuit, d'une excellente ductilité, et ce à toute température. La résistance mécanique, l'allongement et le module d'élasticité évoluent favorablement lorsqu'on abaisse la température jusqu'au voisinage du zéro absolu. Aucun alliage d'aluminium ne devient fragile aux basses températures.

On a cité dans ce tableau les différentes propriétés du alliage 2024

Résistance	Limite d'élasticité à 0,2 %	Allongement sur 5d	Dureté	Résistance à la fatigue	module de Young E
>420 MPA	> 260 MPA	> 8 %	>140 HV	400---360MPA	65—70 GPa

- **Résistance à la corrosion :**

L'aluminium montre une bonne résistance à la corrosion grâce à la formation de la couche protectrice d'oxyde Al_2O_3 et elle peut être améliorée (couche épaisse) par anodisation. Les alliages d'aluminium présentent une bonne résistance à la corrosion par piqûres. Par contre, ils sont sensibles à la corrosion galvanique ce qui nécessite des précautions à prendre en particulier en présence du fer. Il est à signaler que des risques de corrosion inter granulaire et de corrosion sous tension existent dans les alliages des séries 2000.

I.3. Traitements thermiques des alliages de la série 2000

Les traitements thermiques n'ont pas comme seul but d'agir sur le niveau de résistance mécanique. Ils sont susceptibles d'influencer un grand nombre d'autres propriétés parfois très importantes pour l'industrie telles que l'aptitude à la transformation à chaud ou à froid, la résistance à la corrosion, la résistance à la fatigue et au fluage, l'aptitude à l'oxydation anodique, la conductivité électrique ou bien encore la stabilité dimensionnelle.

I.3.1. Buts et rôle des traitements thermiques

Les traitements thermiques permettent une modification de toutes les propriétés des matériaux, car celles-ci sont toutes étroitement liées à leur structure : propriétés mécaniques, propriétés chimiques et de résistance à la corrosion, propriétés physiques diverses (électriques, magnétiques, etc.). On commence à bien comprendre les relations entre structure et propriétés, et, comme on peut maîtriser les évolutions structurales par traitement thermique, il est souvent possible d'obtenir ainsi les propriétés voulues. Il s'agit, bien entendu, d'améliorer les propriétés des matériaux pour leur emploi mais, souvent, l'amélioration de l'une d'elles va généralement de pair avec une dégradation d'autres propriétés. Ainsi, une augmentation de dureté ou de résistance mécanique est toujours associée à un accroissement de la fragilité ou à une diminution de la ductilité, et à l'altération de nombreuses autres propriétés, mais aussi à une diminution de l'usinabilité ou à une impossibilité d'emploi du matériau traité thermiquement pour le soudage par exemple. De même, un recuit permet en généra d'augmenter la malléabilité et la facilité de mise en

forme, mais diminue la dureté, la résistance mécanique et la résistance à l'usure, l'usinabilité pouvant être, selon le cas, améliorée ou diminuée.

I.3.2. Les types de traitements thermiques qui peuvent être Appliqués aux alliages d'aluminium

Les trois types de traitements thermiques qui peuvent être appliqués aux alliages d'aluminium sont :

- Les traitements d'homogénéisation.
- Les traitements d'adoucissement.
- Les traitements de trempe structurale.

Ces traitements font l'objet des paragraphes suivants.

-Traitements d'homogénéisation

A l'heure actuelle, les traitements d'homogénéisation sont extrêmement répandus et tendent à se généraliser à la fois dans le cas des alliages d'aluminium et dans le cas de l'aluminium non allié [6].)

Les traitements d'homogénéisation consistent à maintenir les plaques ou billettes coulées, à une température assez élevée (entre 450 et 610 °C) et pour un temps prolongé (durant 6 à 48 h) dans le but de faciliter leur transformation ou d'améliorer les propriétés des produits obtenus.

Les effets du traitement d'homogénéisation, qui peuvent être retenus sont:

- La dissolution de phases intermétalliques en excès,
- le nivellement des concentrations dans la solution solide,
- la coalescence de phases intermétalliques déjà présentées et la précipitation de nouvelles phases.

La redistribution du cuivre est assez bonne pour les alliages Al-Cu.

-Traitements D'adoucissement

Les traitements d'adoucissement par recuit ou par restauration sont appliqués en cours ou en fin de transformation par déformation plastique [1]. Le but d'un traitement d'adoucissement est d'améliorer ou de régénérer la plasticité d'un alliage. Le traitement de restauration s'effectue à une température inférieure à celle du seuil de recristallisation ; il correspond à un perfectionnement du réseau d'un métal écroui, qui se réalise soit par restauration de la structure, soit par recristallisation, soit par grossissement de grain, soit par transformation de phase. Par un traitement d'adoucissement par restauration, le risque de recristallisation grossière est éliminé. Le traitement de recuit consiste à porter en température

l'alliage pour une durée déterminée suivi d'un refroidissement contrôlé après avoir atteint les caractéristiques désirées. Le couple durée-température choisi est spécifique pour chaque type d'alliage et dépend du niveau d'écrouissage du matériau [3]

-Traitements De Durcissement Structural

Le phénomène de «durcissement structural», a été découvert en 1906 par Wilm [4] qui mit en évidence une évolution de la dureté de certains alliages d'aluminium après maintien à la température ambiante suite à une mise en solution et une trempe fraîche. Le durcissement structural est basé en effet sur la précipitation des éléments soluté due à la diminution de leur solubilité à la température ambiante [5]. Le processus de durcissement nécessite donc trois conditions :

- Les éléments d'alliage doivent être solubles dans l'aluminium et leur solubilité doit diminuer avec la baisse de la température.
- après trempe fraîche, la solution solide sursaturée (α_{ss}) doit apparaître.
- des précipités durcissant se forment pendant le traitement thermique de revenu.

Seuls les alliages des séries 2xxx, 4xxx, 6xxx et 7xxx sont sujets au traitement de durcissement structural.

Le traitement thermique comporte trois étapes principales :

- une mise en solution solide ;
- un refroidissement rapide ;
- un maintien soit à la température ambiante, appelé « maturation », soit à une température élevée, dit « revenu »

Celles-ci sont précisées dans les paragraphes suivants [3].

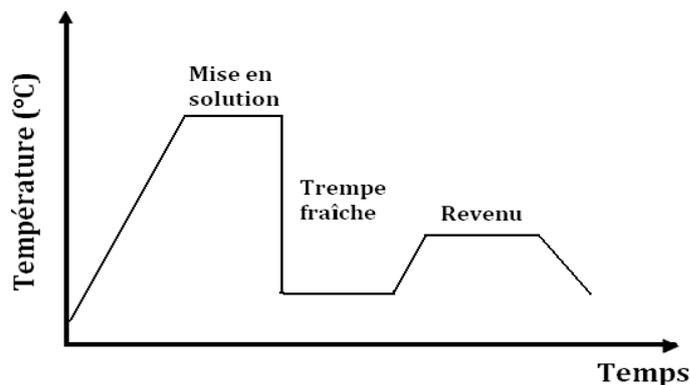


Figure I-1 Schéma représentatif du traitement thermique de durcissement par précipitation pour les alliages d'aluminium 2xxx.

➤ La Mise en solution ;

Consiste à un chauffage à une température supérieure à la température de "solvus"

pendant une durée suffisante pour atteindre un équilibre thermique afin que tous les atomes de soluté se retrouvent en solution solide. La température de mise en solution est comprise, en général, entre 400 et 600 °C; la température optimale dépend surtout de la composition chimique de l'alliage bien évidemment. La durée de mise en solution est également très importante; elles se retrouvent en solution solide. La température de mise en solution est comprise, en général, entre 400 et 600 °C; la température optimale dépend surtout de la composition chimique de l'alliage bien évidemment. La durée de mise en solution est également très importante; elle doit être suffisante pour mettre en solution solide le plus grand nombre possible d'intermétalliques sans toutefois être trop longue.

➤ **La Trempe**

Est l'opération de refroidissement suffisamment rapide après l'étape de mise en solution de manière à garder la solution solide sursaturée à la température ambiante. Le refroidissement doit, en effet, être effectué le plus rapidement possible pour éviter la décomposition de la solution solide dans toute la pièce. Après la trempe, à la température ambiante, une solution solide sursaturée en atomes de soluté en substitution et en lacunes est donc obtenue. La trempe influe sur les caractéristiques mécaniques et sur la sensibilité à la corrosion de l'alliage. Une vitesse de trempe inférieure à 200 °C/min sensibilise l'alliage à la corrosion inter granulaire et diminue sa résistance mécanique.

Le refroidissement par trempe peut prendre plusieurs formes : la trempe par immersion dans l'eau, par aspersion ou à l'air soufflé.

➤ **La Maturation intervient après l'étape de trempe;**

Après l'étape de refroidissement la solution solide se trouve dans un état métastable; elle a donc tendance à retrouver son état d'équilibre. De manière progressive et spontanée, la solution solide se décompose à température ambiante. Ce phénomène est fondamental pour le durcissement structural des alliages 2xxx: au cours de ce processus, une augmentation des propriétés mécaniques en fonction du temps de maturation est observée. Cette maturation est qualifiée de naturelle ; elle peut aussi être effectuée dans l'eau chaude favorisant la précipitation, mais plus particulièrement le colmatage de l'alumine formée par anodisation.

➤ **Le Revenu ;**

Peut le plus souvent être préféré à une maturation moins durcissant. Le retour de la solution solide sursaturée à l'état d'équilibre peut être accéléré par des maintiens à une température supérieure. Le revenu est donc l'étape de chauffage ultérieur à des températures inférieures aux températures de mise en solution; elles sont de l'ordre de 100 à 200 °C. Le résultat de cette précipitation sous l'effet du revenu est une augmentation des propriétés mécaniques telle que la dureté. Les conditions de revenu telles que la température et la durée sont spécifiques à chaque type d'alliage.

Dans le Tableau 1 sont présentés les symboles des différents traitements pour l'état durci

par traitement thermique (T) qui est l'état naturel des alliages à durcissement structural et le plus utilisé dans l'industrie [3].

Tableau I-1 : Désignation des différents traitements thermomécaniques correspondant à l'état T.

Symbol	Traitement thermique
T1	Refroidissement contrôlé après démoulage et maturation naturelle
T3	Mise en solution, trempe, écrouissage contrôlé et maturation Naturelle
T4	Mise en solution, trempe et maturation naturelle
T5	Refroidissement contrôlé après démoulage et revenu ou sur-revenu
T6	Mise en solution, trempe et revenu au pic
T7	Mise en solution, trempe et sur-revenu (stabilisation)
T8	Mise en solution, trempe, écroui et revenu

I.4. Éléments de la mécanique de la rupture

La mécanique de la rupture a pour objet essentiel l'étude des fissures macroscopiques :

Elle s'applique lorsqu'il existe dans le matériau des discontinuités qui viennent modifier l'état de contrainte, déformation et déplacement, si bien que l'homogénéisation du milieu n'a plus de sens pour décrire le phénomène physique associé à la présence d'une fissure macroscopique.

Les notions de la mécanique linéaire de la rupture et le facteur d'intensité de contrainte sont donnés par Griffith et Irwin. Les dates principales qui marquent le développement de la mécanique de la rupture sont 1920, lorsque Griffith montre que la rupture d'un milieu élastique- fragile peut être caractérisée par une variable globale, qui sera appelée plus tard le taux de restitution d'énergie et 1956, lorsque à partir de l'étude des singularités du champ de contrainte, Irwin introduit la notion de facteur d'intensité des contraintes. Les années 1960-1980 sont celles de l'essor puis de la maturité de la mécanique de la rupture, avec en particulier les développements numériques et le traitement des problèmes non linéaires [6].

I.4.1. Modes De Rupture

La rupture d'un composant mécanique se produit par fissuration du matériau selon l'un ou une combinaison des trois modes élémentaires décrits ci-dessous (Voir figure 2).

- Mode I : Ouverture (Contrainte de traction appliquée perpendiculairement au plan de

la fissure).

- Mode II : Glissement plan (scission dans le plan de la fissure et appliquée perpendiculairement au front de la fissure).
- Mode III : Cisaillement anti-plan (scission dans le plan de la fissure et appliquée parallèlement au front de la fissure).

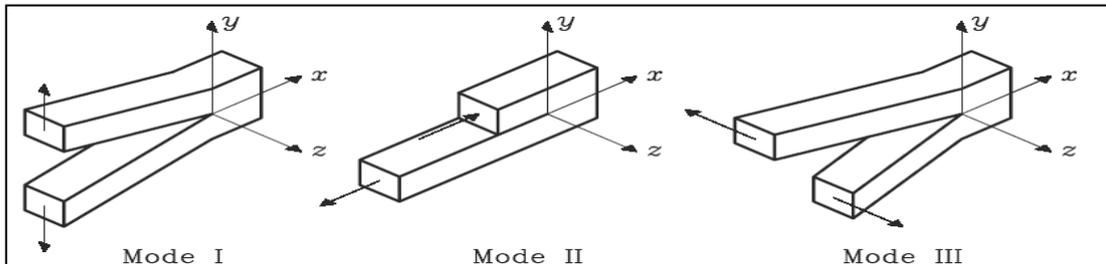


Figure I-2 : Les trois modes de rupture

Le mode I est considéré comme le plus dangereux en raison de l'ouverture par traction qui favorise l'initiation et la propagation des fissures. Donc la mécanique de la rupture s'intéresse plus particulièrement à ce mode.

I.4.2. Champs de contraintes au voisinage d'une fissure:

Irwin propose de décrire la distribution des contraintes admissibles au voisinage du front d'une fissure par la relation suivante [7] :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \tag{1}$$

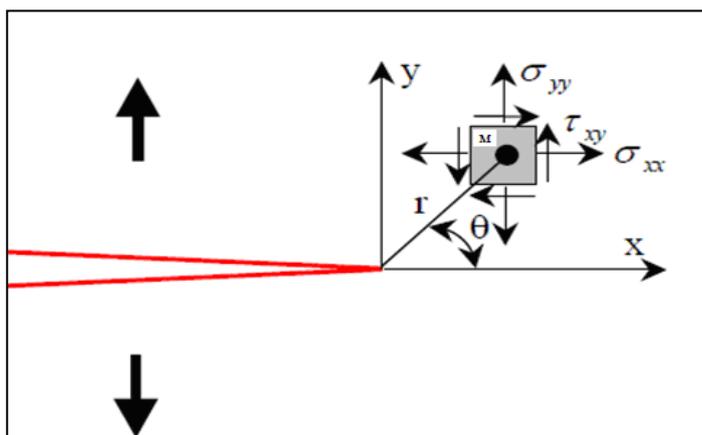


Figure I-3 Contraintes en un point près de l'extrémité d'une fissure

La Figure I-3 représente schématiquement les contraintes sur un élément centré sur un point 'M' repéré par les coordonnées polaires r et θ par rapport à une extrémité d'une fissure

sollicitée en mode d'ouverture (mode I).

Quand r tend vers 0, et qu'on approche de la pointe de la fissure, l'équation (1).

Décrit alors une singularité de type $1/(r^{1/2})$ [8].

Le champ des contraintes est écrit sous la forme suivante:

$$\begin{aligned}\sigma_{xx}(\theta) &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{yy}(\theta) &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{xy}(\theta) &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(\sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)\end{aligned}\quad (2)$$

I.4.3. Champs de déplacements au voisinage d'une fissure

Dans le voisinage immédiat de la pointe de fissure, le champ des déplacements est défini par:

$$\begin{aligned}u_1 &= \frac{K_I^{(\sigma)}}{4\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \left[(2k-1) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \\ &\quad - \frac{K_{II}^{(\sigma)}}{4\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \left[(2k+3) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) + \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \\ u_2 &= \frac{K_I^{(\sigma)}}{4\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \left[(2k+1) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) - \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \\ &\quad - \frac{K_{II}^{(\sigma)}}{4\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \left[(2k-3) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) + \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \\ u_3 &= \frac{2}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} K_{III}^{(\sigma)} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)\end{aligned}\quad (3)$$

μ : Représente le module de cisaillement défini par $\mu = \frac{E}{2 \cdot (1+\nu)}$

E et ν désignent respectivement le module d'Young et le coefficient de Poisson du matériau élastique isotrope. Appropriée pour des problèmes plans κ est la constante de Koltsov définie par :

$$\kappa = \begin{cases} 3 - 4\nu & \text{en déformation plane} \\ \frac{3 - 4\nu}{1 + \nu} & \text{en contrainte plane} \end{cases}$$

I.4.4. La mécanique de la rupture

Cette partie est largement inspirée du document publié par D. Roylance [14].

En 1983 le bureau national des standards (aujourd'hui l'institut national de la science et technologie) et l'institut Battelle Memorial [9] a estimé le pris des collapses due à la rupture

a 119 milliards de dollars par année en 1982. L'argent est importante, mais le coup en vies humains et en blessures est le plus important.

Les collapes ont apparais pour plusieurs raisons, incertitudes incluses dans le chargement imposées et l'environnement, les défauts dans les matériaux, les inconcevabilités des conceptions, et déficiences dans la construction ou la maintenance. Concevoir contre la rupture et basé sur une technologie spéciale, et ceci est un domaine très active de la recherche actuelle. Ce chapitre fourni une introduction a un aspect important de ce champ, puisque sans maitriser la rupture les méthodes d'analyse de contraintes s'avèrent d'un usage limité. Nous allons nous concentrer sur les ruptures due à une simple traction, mais le concepteur est cautionné sur le besoin pour considérer absolument plusieurs facteurs qui peuvent causer la rupture, spécialement quand la vie est à risque.

La partie qui présente la théorie de dislocation montre comment la résistance des structures métalliques -plus particulièrement en acier- peut être menée à un niveau élevé en termes de performances mécaniques en manipulant la microstructure dans le but d'empêcher le mouvement de dislocation. Malheureusement, ceci provoque généralement la fragilisation du matériau, et donc favorise la création des fissures qui peuvent se propager d'une façon catastrophique sans avertissement. Un nombre important de désastre sont liées directement à ce phénomène, et les ingénieurs engagés dans la conception des structures doivent être au courant des procédures aujourd'hui disponibles pour assurer les structures contre les ruptures fragiles.

La difficulté de base dans la conception contres la rupture des matériaux à haute résistance réside dans le fait que la présence des fissures peut modifier l'état de contrainte localement jusqu'à un niveau ou l'analyse linéaire des contraintes devient insuffisante. Quand la fissure atteint une taille critique, une rupture catastrophique peut apparaitre et la fissure se propage à travers la structure, même si la contrainte max dans la structure est nettement inférieure à celle qui normalement peut causer la rupture d'une éprouvette de traction. Le terme "mécanique de rupture" fait référence à une spécialité vitale de la mécaniques des solides dans laquelle la présence des fissure est assumée, et nous espérons de trouver des relations quantitatives entre la longueur de la fissure, la résistance du matériau a la propagation des fissure, et la contrainte à laquelle la propagation commence a une grande vitesse pour causer la rupture de la structure.

I.4.4.1 L'approche énergétique:

Quand A.A. Griffith (1893-1963) a débuté cette étude pionnières sur la rupture dans les verres à partir de l'année 1920, il était au courant des travaux d'Inglis sur le calcul les concentrations de contraintes autour des trous elliptique [10], et naturellement considéré comment est-il utilisé dans le développement d'une approche fondamental pour prédire la résistance à la rupture. Cependant, la solution d'Inglis pose une difficulté mathématique: dans la limite d'une fissure parfaitement aigue, les contraintes approchent l'infini à la pointe de la fissure. Ceci est manifestement physiquement inacceptable (généralement le matériau

subie quelque endommagement et déformation locales qui arrondissent le matériau a la pointe de la fissure), et en utilisant ce résultat on trouve que le matériau a une rigidité nulle: aussi pour des chargements très faibles, les contraintes proche de la pointe de la fissure devient infini, et les bondes la soient due à la rupture. Au lieu de focaliser sur les contraintes à la pointe de la fissure directement, Griffith employa une approche de balance d'énergie qui devint alors l'un des plus fameux développements dans la science des matériaux [11].

La densité d'énergie de déformation par unité de volume d'un matériau contraint est donnée par:

$$U^* = \frac{1}{V} \int f dx = \int \frac{f}{A} \frac{dx}{L} = \int \sigma d\epsilon \quad (4)$$

Si le matériau est linéaire ($\sigma=E\epsilon$), alors la densité d'énergie de déformation par unité de volume est:

$$U^* = \frac{E\epsilon^2}{2} = \frac{\sigma^2}{2E} \quad (5)$$

Quand la fissure se développe dans le solide jusqu'à une profondeur a , une région du matériau adjacente à la surface libre connaît une relaxation. Utilisant la solution d'Inglis, Griffith été capable de calculer l'énergie.

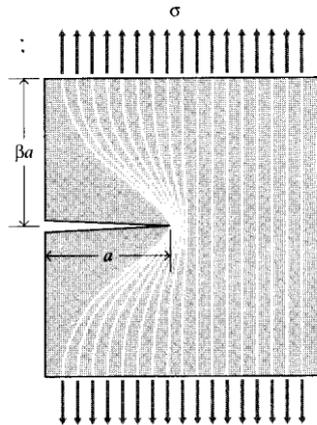


Figure I-4 Idéalisation d'une région relaxée proche du flanc de la fissure

Une façon simple pour visualiser cette restitution d'énergie, est illustré sur la figure 04, consiste à observer deux régions rectangulaire proches du flanc de la fissure, d'une largeur a et hauteur βa , comme étant complètement relaxée, alors que le reste du matériau continu à subir toute la contrainte σ . Le paramètre β est choisi de façon à ce que la solution d'Inglis soit satisfaite, et il a été prouvé qu'en état de contrainte plane $\beta = \pi$. L'énergie de déformation totale U restitué est alors égale au produit de la densité d'énergie par unité de volume et le volume dans les deux triangles, soit:

$$U = -\frac{\sigma^2}{2E} \cdot \pi a^2 \quad (6)$$

Ici la dimension normale au plan x-y est considéré unitaire, donc U est l'énergie de déformation restituée par unité d'épaisseur de l'éprouvette. Cette énergie de déformation est libérée pendant le développement de la fissure. Mais pendant la formation de la fissure, les bandes se rompent, et l'énergie des bandes requise est en effet absorbée par le matériau. L'énergie de surface S associé à une fissure de longueur a (et unité de profondeur) est donnée par:

$$S = 2\gamma a \quad (7)$$

Ou γ est l'énergie de surface (e.g.; Joules/m²) et le facteur 2 est nécessaire puisque deux surfaces libres sont créés. Comme le montre la figure 05, l'énergie totale associé avec la fissure est alors la somme de l'énergie (positive) absorbé pour créés les nouvelles surfaces, plus l'énergie de déformation (négative) libéré en permettant la relaxation de la région proche des flancs de la fissure.

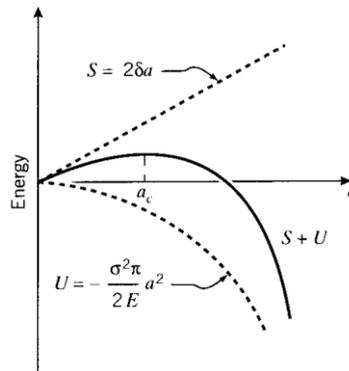


Figure I-5 La balance d'énergie de rupture.

Quand la fissure se développe d'avantage (la taille de la fissure "a" augmente), la dépendance quadratique de l'énergie de déformation sur "a" domine éventuellement l'énergie de surface, et au-delà d'une longueur critique "a_c" le système peut diminuer son énergie en permettant à la fissure de se développer d'avantage. Jusqu'au point où a=a_c, la fissure augmente seulement si la contrainte augmente. Au-delà de ce point, le développement de la fissure est spontané et catastrophique.

La taille critique de la fissure peut être trouvée en mettant la dérivée de l'énergie totale S+U égal à zéro:

$$\frac{\partial(S+U)}{\partial a} = 2\gamma - \frac{\sigma_f^2}{E} \pi a = 0 \quad (8)$$

Comme la rupture rapide est imminente quand cette condition est satisfaite, on écrit la contrainte σ_f . Solvant l'équation on obtient:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi a}} \quad (9)$$

Le travail d'origine de Griffith s'applique sur les matériaux trop fragiles, plus spécialement les verres. Quand le matériau effectue plus de ductilité, la prise en compte de la seule énergie de surface échoue à donner un modèle précis de rupture. Cette déficience a été remédiée peu après, au moins dans une partie, indépendamment par Irwin [12] et Orowan [13]. Ils suggèrent que dans un matériau ductile un bon usage -en fait dans la grande majorité- de l'énergie de déformation restituée a été absorbé pas dans la création de nouvelles surfaces, mais par l'énergie dissipée due à la déformation plastique dans le matériau proche de la pointe. Ils suggèrent qu'une rupture catastrophique apparait quand l'énergie de déformation est restituée à un taux suffisant pour satisfaire la demande de toutes ces énergies, et dénote ceci "le taux de restitution d'énergie critique" par le paramètre G_c , l'équation de Griffith prend la forme suivante:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{EG_c}{\pi a}} \quad (10)$$

Cette expression décrit, d'une façon succincte, l'interrelation entre trois aspects importants du processus de rupture: le matériau, comme évidence dans le taux de restitution d'énergie critique G_c , le niveau de contrainte σ_f , et la taille "a" de la fissure. Dans une conception, on doit choisir une valeur de "a" basé sur la plus petite taille possible à détecter. En suite pour un matériau donnée avec la valeur de G_c associée, le niveau de contrainte limite σ_f pour lequel la structure reste saine peut être déterminé. La structure peut être dimensionnée du sort que les niveaux de contraintes en service restent au-dessous de cette valeur critique.

Il est important de réaliser que la taille critique de la fissure est un nombre absolu, indépendant de la taille de la structure qu'il le contient. A chaque instant la fissure augmente en taille, disant par un petit incrément δa , une quantité additionnelle d'énergie de déformation est restituée par la partie nouvellement relaxée du matériau proche de la fissure. Utilisant notre image simplifiée d'une région de forme triangulaire qui est à contrainte nulle alors que le reste de la structure continue à subir toute la charge, il est facile de voir sur la figure 06 que plus d'énergie est restituée à cause du saut vers la position 2 comparé à la position 1. Ceci est cependant une autre raison pourquoi les petites formes tendent à être plus résistantes, ils ne sont simplement pas suffisamment large pour contenir une fissure à taille critique.

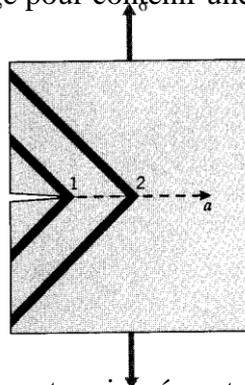


Figure I-6 Énergie restituée durant un incrément de fissure, pour deux tailles de la fissure.

I.4.4.2 Approche base sur le facteur d'intensité de contrainte:

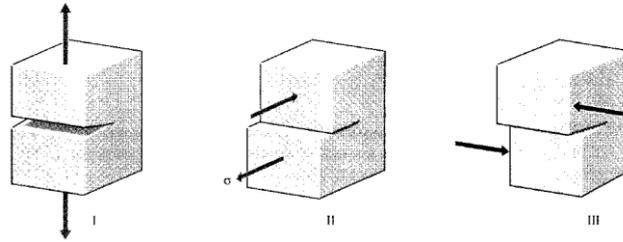


Figure I-7 Les modes de rupture.

Comme l'approche de la balance d'énergie fournit une bonne idée du processus de rupture, une méthode alternative qui examine l'état de contrainte au voisinage de la pointe directement a fait preuve de bon usage dans le secteur d'ingénierie. La littérature traite trois types de fissures, nommée mode I, II, et III comme illustré dans la figure 7. Le mode I est le mode d'ouverture normale et c'est le mode qu'on doit mettre l'accent dessus ici, alors que les modes II et III sont les modes de cisaillement par glissement. La méthode semi-inverse développée par Westergaard montre l'état de contrainte en mode d'ouverture dans la forme suivante:

$$\begin{aligned}\sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) + \dots \\ \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) + \dots \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} + \dots\end{aligned}\quad (11)$$

Pour des distances proches de la pointe de la fissure ($r \leq 0.1a$): les seconds termes et les termes d'ordre élevés indiquées par les points peuvent être négligées. A des distances larges de la pointe de la fissure, ces relations cessent d'appliquer et les contraintes approchent les valeurs du champ lointain correspondant qui sont obtenus là où le matériau n'est pas fissuré.

Le K_I dans l'équation 11 est un paramètre très important connu par le facteur d'intensité de contrainte. L'indice I indique le mode d'ouverture de la fissure, mais des relations similaires s'appliquent aux modes II et III. Les équations montre trois facteurs qui décrivent ensemble l'état de contrainte proche de la pointe de la fissure: le dénominateur $(2\pi r)^{-1/2}$ montre la nature singulière de la distribution des contraintes, σ approche l'infini quand on approche la pointe avec une dépendance en $r^{-1/2}$. La dépendance angulaire est séparable comme un facteur à part, e.g. $f_x = \cos \theta/2 \cdot (1 - \sin \theta/2 \sin 3\theta/2) + \dots$. Le facteur K_I contient une dépendance de la contrainte appliquée σ_∞ , la longueur de la fissure a , et la géométrie de l'éprouvette. Le facteur K_I donne l'intensité totale de la distribution des contraintes, et donc son nom.

Pour un cas spécifique de fissure centrale d'épaisseur $2a$ ou une fissure débouchant de longueur $2a$ dans une tôle large, $K_I = \sigma_\infty (\pi a)^{1/2}$, et $K_I = 1.12 \sigma_\infty (\pi a)^{1/2}$ pour une fissure débouchant de taille a d'une tôle large. (Le facteur π peut manifestement être éliminé avec l'autre sur le dénominateur dans l'équation 11, mais il est communément retenu pour

similitude avec les formules précédentes). L'expression qui donne K_I pour quelque géométrie additionnelles sont données dans le tableau 1. La littérature contient l'expression pour K pour une éventails de fissures et chargements, et les procédures numériques et expérimentales existent pour déterminer le facteur d'intensité de contrainte dans des cas spécifiques de géométries.

Tableau I-2 : Facteur d'intensité de contraintes pour plusieurs géométries.

Type de fissure	Facteur d'intensité de contrainte, K_I
Fissure centrale, taille $2a$, dans une plaque infinie	$\sigma_\infty \sqrt{\pi a}$
Fissure débouchant, taille a , dans une plaque semi-infini	$1.12 \sigma_\infty \sqrt{\pi a}$
Fissure penny-shaped centrale, rayon a , dans une plaque infinie.	$2 \sigma_\infty \sqrt{\frac{a}{\pi}}$
Fissure centrale, taille $2a$ dans une plaque d largeur W	$\sigma_\infty \sqrt{W \tan\left(\frac{\pi a}{W}\right)}$
2 fissures débouchent symétrique, chaqu'une de taille a , dans une plaque d'une largeur totale W	$\sigma_\infty \sqrt{W \left[\tan\left(\frac{\pi a}{W}\right) + 0.1 \sin\left(\frac{2\pi a}{W}\right) \right]}$

Ces facteurs d'intensité de contraintes sont utilisées dans la conception et analyse en supposant que la matériau peut résister les contraintes à la pointe de la fissure jusqu'à une valeur critique d'intensité de contraintes, appelé K_{Ic} , au-delà de cette valeur la fissure se propage rapidement. Ce facteur d'intensité de contrainte critique est donc une mesure de la résilience du matériau. La contrainte de rupture σ_f est donc liée à la taille de la fissure a et la résistance à la rupture avec la relation suivante:

$$\sigma_f = \frac{K_{Ic}}{\alpha \sqrt{\pi a}} \quad (12)$$

Ou α est un paramètre géométrique égal à 1 pour les fissure débouchant et généralement d'ordre de l'unité pour les autre situations. Expressions pour α sont tabulées pour une éventails d'éprouvettes et formes de fissures, et les méthodes analyse par éléments finis sont disponible pour calculer ces facteurs pour de nouvelles situations.

Les points de vue basés sur le facteur d'intensité de contrainte ou l'énergie sont inter-reliées, comme on peut le voir en faisant comparaisons entre l'équation 10 et 12 (avec $\alpha=1$).

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{EG_c}{\pi a}} = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{\pi a}} \rightarrow K_{Ic}^2 = EG_c \quad (13)$$

Cette relation d'applique en contrainte plane, et ceci est légèrement différent en déformation plane:

$$K_{Ic}^2 = EG_c(1 - \nu^2) \quad (14)$$

Pour les métaux avec $\nu=0.3$, $(1-\nu^2)=0.91$. Ceci ne produit pas un grand changement, cependant, les valeurs numériques de G_c et K_{Ic} sont très différentes dans les situations en contrainte plane ou en déformation plane, comme on va le décrire dans la suite.

Les valeurs typiques de G_{Ic} et K_{Ic} pour plusieurs matériaux sont listés dans le tableau 02, et il est clair qu'il varie autour d'une large éventail de matériaux. Certains polymères peuvent être très durs, mais les aciers sont plus durs en termes de résistance absolue à la propagation des fissures.

Tableau I-3 : La résistance à la rupture des matériaux.

Material	$G_{Ic}(\text{kJm}^{-2})$	$K_{Ic}(\text{MNm}^{-3/2})$	$E(\text{GPa})$
Steel alloy	107	150	210
Aluminum alloy	20	37	69
Polyethylene	20 (J_{Ic})	—	0.15
High-impact polystyrene	15.8 (J_{Ic})	—	2.1
Steel — mild	12	50	210
Rubber	13	—	0.001
Glass-reinforced thermoset	7	7	7
Rubber-toughened epoxy	2	2.2	2.4
PMMA	0.5	1.1	2.5
Polystyrene	0.4	1.1	3
Wood	0.12	0.5	2.1
Glass	0.007	0.7	70

I.4.4. Application dans un code de calcul par la méthode des éléments finis

La détermination des contraintes et déplacements nécessaires pour le calcul du coefficient d'intensité de contrainte K , pour le cas élastique linéaire, et l'intégrale J pour le cas élasto-plastique, constitue une des parties les plus importantes de la mécanique de la rupture. Pour des fissures de géométrie habituelles où la solution analytique ou approchée est connue, on peut proposer au concepteur des listes de formules, des courbes, des abaques nécessaires au calcul. Pour des fissures de géométrie plus complexe, on doit faire appel à des techniques de calcul numérique comme la méthode des éléments finis, c'est une méthode standard pour l'analyse numérique des problèmes de la mécanique de la rupture. Plusieurs techniques ont été proposées pour l'évaluation de K et de J à partir de l'analyse par éléments finis. Toutefois, la représentation adéquate de la singularité au fond de la fissure constitue toujours un problème commun de ces méthodes. L'utilisation de la méthode des éléments finis dans l'étude de la fissuration prend en compte deux considérations distinctes [17]:

➤ **La modélisation de la singularité au fond de la fissure:**

Les premières études utilisant la méthode des éléments finis en mécanique de la rupture, ont utilisé des éléments qui nécessitent des maillages extrêmement fins au voisinage du point singulier, pour représenter les singularités des champs de contraintes et de déformations d'une manière convenable. Cependant, pour une analyse efficace des problèmes de

fissuration, il est avantageux de développer des éléments de fissure spéciaux pour modéliser directement les singularités au voisinage du fond de la fissure.

➤ **L'interprétation des résultats de l'analyse par élément finis:**

Après l'analyse par éléments finis, un moyen doit être trouvé pour l'évaluation des facteurs d'intensité de contrainte à partir des résultats des champs de contraintes et de déplacements.

Plusieurs méthodes ont été mises en œuvre pour ce type de calcul. L'approche la plus évidente est de relier la solution analytique des champs de contraintes et déplacements au voisinage du point singulier aux résultats obtenus, où on utilise des procédures d'extrapolation pour trouver les facteurs d'intensité de contrainte. On trouve aussi d'autres méthodes, qui relient le facteur d'intensité de contrainte au taux de restitution d'énergie associé à un avancement infiniment petit de la fissure. Il existe une autre approche, qui consiste à calculer les facteurs d'intensité de contrainte à partir de la valeur d'une intégrale indépendante du contour d'intégration, comme l'intégrale J de Rice

Principe de base

La méthode des éléments finis permet de trouver une solution approchée d'un problème régi par un système d'équations aux dérivées partielles avec les conditions aux limites dans un domaine de volume Ω . Les étapes de la méthode des éléments finis sont les suivantes:

-Le choix d'une fonctionnelle du champ de déplacement $\Pi(u)$ qui est l'énergie de déformation totale de la structure sous les sollicitations extérieures.

-Division du volume Ω en N sous-domaines de volume Ω_e qui se connectent entre eux au droit des nœuds. Ces sous domaines sont appelés éléments finis.

-Dans chaque élément, on choisit un champ de déplacement $u(x)$ qui vérifie à priori les conditions de compatibilité dans le volume et la frontière. On dit que ce champ est cinématiquement admissible.

-Par la continuité de $u(x)$ à travers les interfaces, on réalise l'assemblage de tous les éléments adjacents pour obtenir une structure globale. On obtient alors une approximation de $u(x)$.

Cette approximation tend vers les solutions exactes $u(x)$ lorsque N tend vers l'infini et cette convergence est assurée sous certaines conditions de régularité de la forme des éléments du champ de déplacement.

En Introduisant les conditions aux limites, la solution du problème est celle qui minimise la fonctionnelle $\Pi(u)$. Ceci entraîne l'équation :

$$[K]\{q\} - \{g\} = 0$$

Qui représente l'équation d'équilibre discrétisée aux nœuds

Où :

$[K]$ est la matrice de rigidité globale.

$\{g\}$ est le vecteur de force globale.

$\{q\}$ est le vecteur de déplacements nodaux du système.

Ce système est déduit du principe du minimum de l'énergie de déformation totale.

I.4.4.1 Solution des problèmes de la mécanique de rupture sous les codes d'élément finis:

- **L'initiation de la fissuration :**

L'initiation de la fissuration peut être étudiée dans les problèmes quasi-statiques en utilisant les intégrales de contour, le J-intégrale, le Ct-intégrale (pour fissuration sous fluage), les facteurs d'intensité de contrainte pour les matériaux homogènes et pour les fissures aux interfaces, la direction de propagation de la fissure ainsi que le T-stress sont implémentées et peuvent être calculés dans les codes de calcul MEF comme ABAQUS [15]. Les intégrales de contour peuvent être utilisées dans les problèmes bidimensionnels et tridimensionnels. Dans ces types de problèmes des maillages concentrés sont généralement demandés et l'étude de la propagation n'est pas prise en considération.

- **La propagation des fissures :**

Les codes de calcul par MEF comme ABAQUS [17] sont dans la plupart capables d'étudier la propagation des fissures en quasi-statique, fatigues à faible cycles, propagation le long de chemins prédéfinis (Analyse de la propagation de fissures). Les fissures décollent à partir de surfaces définies dans le modèle par l'utilisateur. Plusieurs critères de propagation des fissures existent dans les codes de calcul par MEF, et on peut introduire les problèmes de multi-fissures dans l'analyse. Les intégrales de contours peuvent être utilisées pendant l'étude des problèmes de propagation des fissures.

- **Élément ressort de ligne:**

Les fissures de surface dans les coques peuvent aisément être modélisées par les éléments ressort dans une procédure statique [17].

- **La méthode d'éléments finis étendus XFEM :**

La XFEM modélise une fissure comme un paramètre enrichie avec des éléments à qui on ajoute des degrés de libertés avec des fonctions de déplacement spéciales [17]. Avec la XFEM pas besoin que le maillage soit conforme avec la géométrie de la discontinuité. La XFEM peut être utilisé pour simuler l'initiation et la propagation d'une fissure le long d'un chemin arbitraire, indépendant de la solution sans avoir besoin d'un remaillage. Cette méthode permet aussi une évaluation d'un intégrale de contour sans besoin d'un raffinement du maillage autour de la pointe de la fissure.

I.4.4.2 Extraction du facteur d'intensité de contrainte :

Les facteurs d'intensité de contraintes K_I , K_{II} et K_{III} jouent un important rôle dans la mécanique de la rupture élastique linéaire. Ils caractérisent l'influence des sollicitations en charge ou déplacement sur les niveaux des contraintes et déformations à la pointe de la fissure et mesure la prospecté de la propagation de la fissure ou ces forces motrices. Plus loin, le facteur d'intensité de contraintes peut être écrit en fonction du taux de restitution d'énergie (le J-intégrale) pour les matériaux élastique linéaire à travers:

$$J = \frac{1}{8\pi} K^T \cdot B^{-1} \cdot K \quad (15)$$

Ou $K = [K_I, K_{II}, K_{III}]^T$ et B est appelé la matrice facteur d'énergie pré-logarithmique (Shih and Asaro 1988, Barnett et Asaro 1972, Gao, Abbudi, et Barnett 1991, Suo 1990). Pour les matériaux homogène et isotrope B est diagonale et l'équation précédente se simplifie a:

$$J = \frac{1}{E} (K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1}{2G} K_{III}^2 \quad (16)$$

Ou $\bar{E} = E$ en contraintes planes et $\bar{E} = E/(1 - \nu^2)$ en déformation plane, et en tridimensionnel. Pour les fissures à l'interface entre deux matériaux dissimilaires avec E_1 et E_2 sont leur modules de Young, ν_1 et ν_2 leur coefficients de poisson, et $G_1 = E_1/2(1 + \nu_1)$ et $G_2 = E_2/2(1 + \nu_2)$ leur modules de cisaillement.

$$J = \frac{1-\beta^2}{E^*} (K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1}{2G^*} K_{III}^2 \quad (17)$$

Ou

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{\bar{E}_1} + \frac{1}{\bar{E}_2} \right), \frac{1}{G^*} = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{G_1} + \frac{1}{G_2} \right), \beta = \frac{G_1(\kappa_2 - 1) - G_2(\kappa_1 - 1)}{G_1(\kappa_2 + 1) + G_2(\kappa_1 + 1)} \quad (18)$$

Et $\kappa = 3 - 4\nu$ pour déformation plane, asymétrie, et tridimensionnel, et $\kappa = (3 - \nu)/(1 + \nu)$ pour contrainte plane. Contrairement à leurs analogues dans un matériau homogène, K_I et K_{II} ne sont plus les pures modes I et mode II facteurs d'intensité de contraintes d'une fissure a l'interface. Ils sont simplement les partis réel et imaginaire du facteur d'intensité de contrainte complexe, sont sens physique peut être compris à partir de l'expression de traction d'interface suivante:

$$(\sigma_{22} + i\sigma_{12})_{\theta=0} = \frac{(K_I + iK_{II})r^{i\varepsilon}}{\sqrt{2\pi r}}, (\sigma_{23})_{\theta=0} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \quad (19)$$

Ou r et θ sont les coordonnées polaires centre à la pointe de la fissure. Le constant biomatériau ε est définie par:

$$\varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln \frac{1-\beta}{1+\beta} \quad (20)$$

I.4.4.3 Évaluation du contour intégral:

Les codes de calcul par éléments finis comme ABAQUS offrent l'évaluation de plusieurs paramètres pour l'études dans la mécanique de rupture basés sur tant la méthode d'éléments finis conventionnelles ou la méthode d'éléments finis étendue XFEM:

- Le J-intégrale, qui est largement accepté comme paramètre de la mécanique de rupture des problèmes quasi-statique des matériaux linéaires et, avec limitations, pour les matériaux non-linéaires.
- Le Ct-intégrale, qui a un rôle équivalent du J-intégrale dans le contexte de comportement de fluage dépendant du temps.
- Les facteurs d'intensité de contrainte, qui trouve usage dans les problèmes de la mécanique de rupture élastique linéaire comme mesure de la résistance du champ local à la pointe de fissure.
- La direction de propagation -i.e., l'angle à lequel une fissure préexistante va propager.
- La T-contrainte, qui représente une contrainte parallèle à la face de la fissure et qui est utilisé comme indicateur de l'étendu à lequel les paramètres comme le J-intégrale représentent une caractérisation utile du champ de déformation autour de la fissure.

Les intégrales de contour:

- Quantités output qui n'affectent pas les résultats.
- Peuvent être demandé seulement dans les étapes générales de l'analyse.
- Peuvent être utilisé avec des éléments quadrilatéraux bidimensionnels ou éléments brick tridimensionnels dans la méthode d'éléments finis conventionnelle.
- Peut être évaluée sans besoin d'un maillage détaillé conformant autour de la pointe dans une analyse par la méthode XFEM.
- Sont couramment disponibles seulement pour éléments tétraédrale de premier et second-ordre ou éléments brick de premier-ordre avec un matériau élastique et isotrope d'une une analyse par la méthode XFEM.

I.4.4.4 La méthode d'intégrale de domaine:

Utilisant le théorème de divergence, l'intégrale de contour peut être étendue dans une aire d'intégration en bidimensionnel ou volume d'intégration en tridimensionnel, autour d'un domaine fini entourant la fissure. Cette méthode d'intégrale de domaine est utilisée pour

évaluer les intégrales de contour dans ABAQUS/Standard. La méthode est assez robuste dans le sens où des estimations précises d'intégrale de contour sont toujours obtenues même avec des maillages grossiers. La méthode est robuste car l'intégrale est prise autour d'un domaine d'éléments entourant la fissure et à cause des erreurs dans les paramètres de la solution locale ont de faibles effets sur l'évaluation des quantités comme J, Ct, les facteurs d'intensité de contrainte, et le T-contrainte.

I.4.4.5 Le J-Intégrale:

Le J-intégrale est toujours utilisé dans l'analyse de rupture quasi-statique indépendante de la vitesse

Pour caractériser l'énergie restituée associée à une avancée d'une fissure. Il peut être relié au facteur d'intensité de contrainte dans un matériau linéaire.

Le j-intégrale est défini en terme du taux de restitution d'énergie associée à une avancée d'une fissure. Pour une avancée virtuelle $\lambda(s)$ donnée de la fissure dans le plan d'une rupture tridimensionnelle, le taux de restitution d'énergie est donnée par

$$\bar{J} = \int_A \lambda(s) n \cdot H \cdot q dA, \quad (21)$$

Où dA est un élément de surface le long d'une très petite surface tubulaire fermée sur la pointe ou la ligne de la fissure, n est le vecteur normal sortant de dA , et q est la direction locale de l'extension virtuelle de la fissure. H est donnée par:

$$H = \left(W I - \sigma \cdot \frac{\partial u}{\partial x} \right) \quad (22)$$

Pour un matériau plastique W est l'énergie de déformation élastique, pour les matériaux elasto-plastique ou elasto-viscoplastique W est défini comme la densité d'énergie de déformation élastique plus la dissipation plastique, donc représente l'énergie de déformation dans un "matériau élastique équivalent". Donc, le J-intégrale calculé est souhaitable seulement pour le type de chargement monotone des matériaux elasto-plastique.

I.5. Méthode expérimentale et formule empirique pour l'étude de rupture:

A l'aide de formule empirique et données expérimentales issues de l'essai de rupture sur des éprouvettes DENT, le facteur d'intensité de contrainte peut être calculé pour les trois modes I, II et III [26].

Le facteur d'intensité de contrainte en mode I est donnée par:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} F(a/b) \quad (23)$$

Les valeurs numériques de la fonction $F(a/b)$:

Les résultats de Bowie [19] pour qui utilisé une méthode de fonction de mapping avec $h/b=3.0$, donne une précision de 1%, Yamamoto [20] qui utilise la méthode des éléments finis avec $h/b=2.75$, donne une précision de 0.5% pour $0.2 < a/b < 0.9$, voir figure 15.

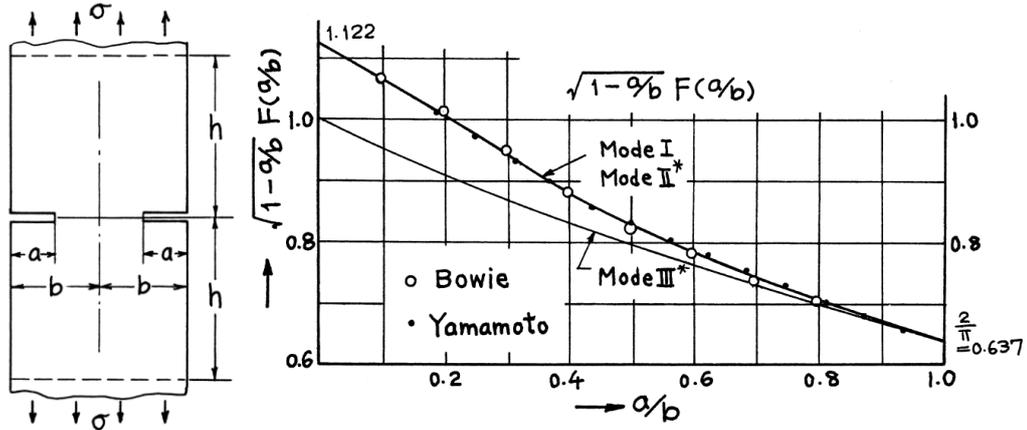


Figure I-8 L'éprouvette de rupture DENT à gauche, les résultats de Bowie [19] et Yamamoto [20] à droite.

$$F(a/b) = \sqrt{\frac{2b}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{2b}} \quad (24)$$

Précision supérieur à 5% pour $a/b > 0.4$, approximé par la solution de fissure périodique [21].

$$F(a/b) = 1.12 + 0.203(a/b) - 1.197(a/b)^2 + 1.930(a/b)^3 \quad (25)$$

Précision supérieur à 2% pour $a/b \leq 7$, lissage par les résultats pondéré des résultats de Bowie [22].

$$F(a/b) = \frac{1.12 - 0.561(a/b) - 0.015(a/b)^2 + 0.091(a/b)^3}{\sqrt{1-a/b}} \quad (26)$$

Précision supérieur à 2% pour toute valeur de a/b , par approximation asymptotique.

$$F(a/b) = \left(1 + 0.122 \cos^4 \frac{\pi a}{2b}\right) \sqrt{\frac{2b}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{2b}} \quad (27)$$

Précision supérieur à 0.5% pour toute valeur de a/b , par la formule d'interpolation d'Irwin modifiée [23].

$$F(a/b) = \frac{1.122 - 0.561(a/b) - 0.205(a/b)^2 + 0.471(a/b)^3 - 0.109(a/b)^4}{\sqrt{1-a/b}} \quad (28)$$

Précision supérieur à 0.5% pour toute valeur de a/b, par la formule d'Bentham modifiée [23].

La relation entre le facteur d'intensité de contrainte et le taux de restitution d'énergie en élasticité linéaire est donnée par:

$$J = G = \frac{K_I^2 + K_{II}^2}{E'} + \frac{K_{III}^2}{2\mu} \quad (29)$$

Avec

$E' = E$ en contraintes planes

$E' = \frac{E}{1-\nu^2}$ en déformations planes

μ est le module de cisaillement

I.6. Utilisation de la corrélation d'images numériques pour L'étude du comportement mécanique

- Principe de base

Au cours des essais sous chargement uniaxial et multiaxial, la méthode de corrélation d'images numériques est le principal outil utilisé pour capter les champs de déformations locaux, la technique est sans contact. Les images successives de la surface de l'éprouvette au cours de l'essai sont comparées entre elles, ce qui permet d'observer les déplacements au cours du temps. Il est ensuite possible en post-traitement, de calculer les déformations locales de l'éprouvette [24-26].

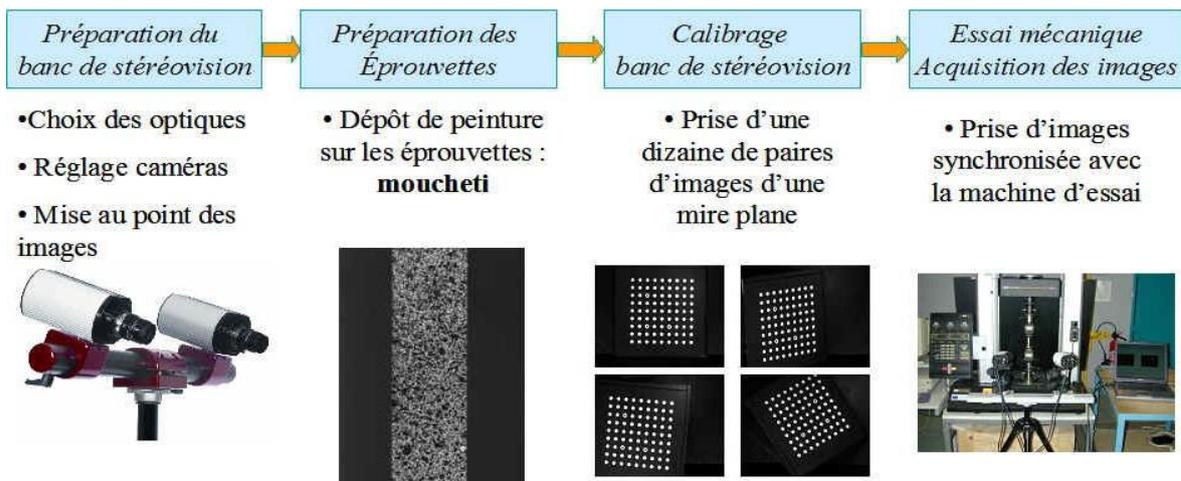


Figure I-9 Principe de base de la stéréo-corrélation d'images numériques.

L'image de référence est subdivisée en sous-ensembles (subsets en anglais) dont les positions sont déterminées sur les images déformées. On considère un subset centré sur le point $P(x_0, y_0)$ dans l'image de référence Figure 10. Un point $Q(x_i, y_i)$ dans ce subset devient après déformation le point $Q'(x_i', y_i')$ dans le subset cible par la transformation suivante :

$$\begin{aligned} x' &= x_i + u + \frac{\partial u}{\partial x} \Delta x + \frac{\partial u}{\partial y} \Delta y \\ y' &= y_i + v + \frac{\partial v}{\partial x} \Delta x + \frac{\partial v}{\partial y} \Delta y \end{aligned} \quad (30)$$

Où u et v sont les composantes du déplacement du centre du subset de référence $P(x_0, y_0)$, $\frac{\partial u}{\partial x}$, $\frac{\partial u}{\partial y}$, $\frac{\partial v}{\partial x}$, $\frac{\partial v}{\partial y}$ sont les gradients du déplacement et $\Delta x = x_i - x_0$,

$\Delta y = y_i - y_0$ pour estimer le degré de similarité entre le subset de référence et le subset déformé, un coefficient de corrélation est calculé selon un critère spécifique à partir de l'ensemble des points du subset. En recherchant la valeur extrême de ce coefficient, le déplacement du point P peut être déterminé.

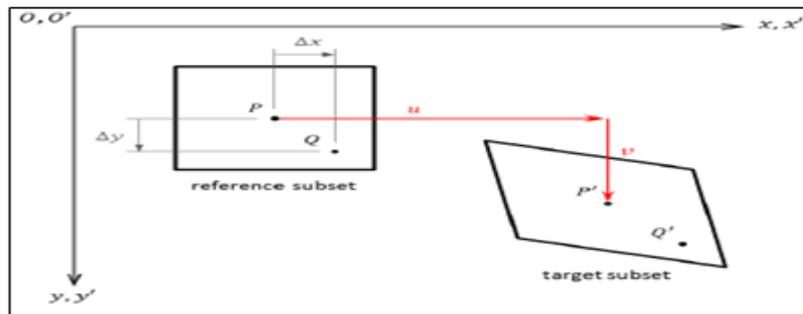


Figure I-10 Concept de la CIN basé sur le suivi d'une fenêtre de corrélation (subset) entre l'image de référence et l'image déformée de la surface.

Chapitre II-

Étude expérimentale et numérique

Dans ce chapitre nous allons présenter les procédures expérimentale et numérique effectuées.

II.1. Partie expérimentale:

II.1.1. Préparations des éprouvettes:

La partie expérimentale commence par une caractérisation mécanique de l'alliage étudié, pour cela des éprouvettes de tractions ont été préparées, les dimensions de l'éprouvettes de traction sont présentés sur la figure II-1, les dimensions sont choisies selon la norme ASTM E8/E8M [27].

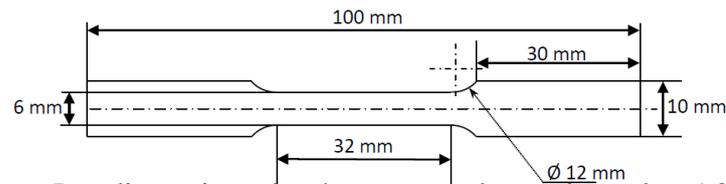


Figure II-1 Les dimensions des éprouvettes de traction selon ASTM E8/E8M.

Des éprouvettes de rupture de type DENTS selon la norme ASTM E647 [28], la géométrie et dimensions des éprouvettes sont présenté sur la figure II-2.

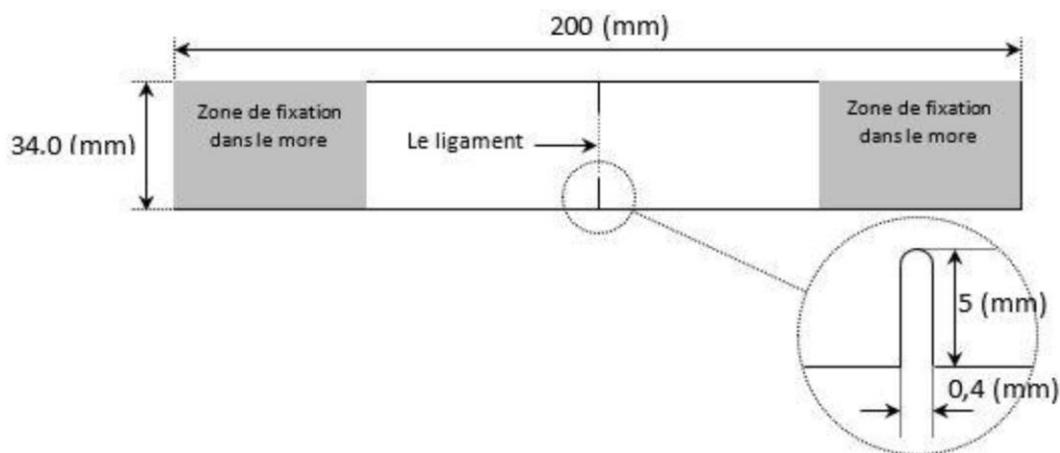


Figure II-2 Les dimensions des éprouvettes de rupture de type DENTS selon la norme ASTM E647.

II.1.2. Le traitement thermique:

Une analyse chimique a été effectuée sur notre alliage dans un travail ultérieure [29], deux techniques ont été utilisé (la spectrométrie à étincelle et la EDS sur Microscope électronique à balayage), les résultats sont présentés sur le tableau II-1.

Des traitements thermique sont ensuite réalisé chacune sur deux éprouvettes de traction et une de rupture. Le même nombre d'éprouvettes a été consacré pour l'essai à l'état initial (sans traitement).

Tableau II-1 : Résultats de l'analyse chimique effectuée sur l'alliage étudié.

Composition chimique :									
Al %	Si %	Fe %	Cu%	Mn%	Mg%	Zn%	Cr%	Ni%	Ti%
90.7	0.058	0.165	4.46	0.727	>1.5	0.111	0.0029	0.0076	0.035
EDS (Moyenne des 5 points de prélèvement)									
89.134			4.832		2.806				

Les trois états considérés dans notre étude sont résumés comme suit:

- État initial (aucun traitement).
- Mise en solution à 450°C et trempe à l'eau + maturation naturelle à la température ambiante pendant 9 jours.
- Mise en solution à 450°C et trempe à l'eau + maturation artificielle à T=80°C pendant 50 H.

Les traitements thermiques ont été effectués sur un four tubulaire, ce dernier est présenté sur la figure II-3.



Figure II-3 Four tubulaire de traitement thermique de type Nabertherm. Les éprouvettes à ces trois différents états en été ensuite testés.

La caractérisation mécanique par essais de traction:

Les essais de tractions ont été effectués sur une machine de traction uni-axiale de type MTS Criterion TM model C45.105 (voir figure 02).

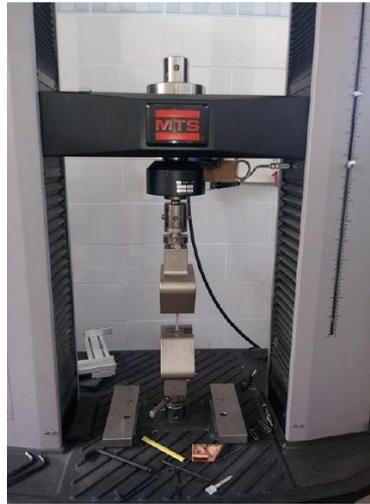


Figure II-4 Machine de traction de type MTS Criterion TM model C45.105.

La caractérisation mécanique consiste à déterminer les propriétés élastique (Module de Young E , Coefficient de poisson ν), les contraintes limites (limite élastique σ_Y et contrainte de rupture σ_m), et les propriétés plastique (Coefficient d'érouissage α et Exposant d'érouissage n). Un exemple du courbe résultat obtenu par la machine de traction est donnée sur la figure II-3.

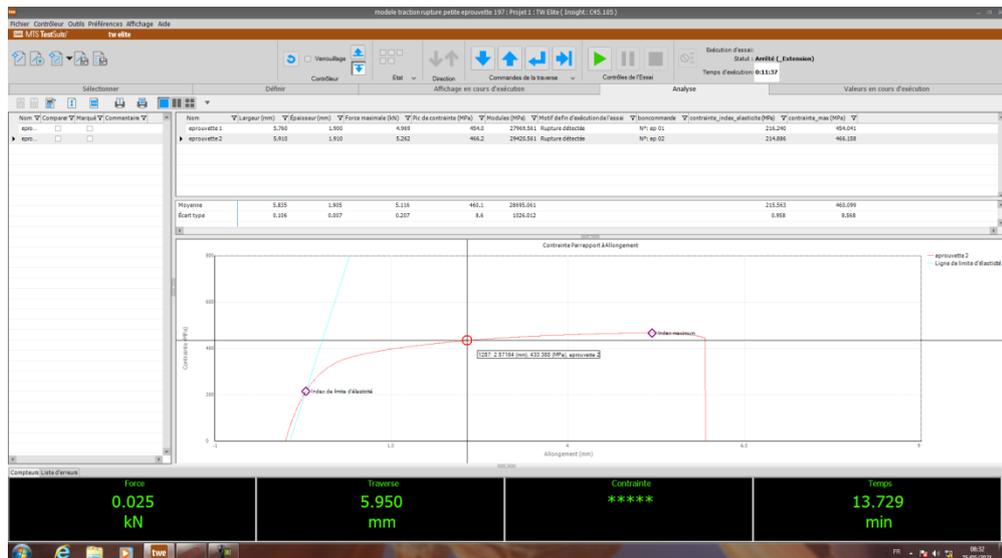


Figure II-5 Exemple de la courbe de comportement obtenu par le test de

II.1.3. Les essais de rupture assistée par la technique de corrélation d'images digitales:

Les essais de rupture ont été effectués sur la même machine de traction uni-axiale de type MTS Criterion TM model C45.105 (voire figure II-4), ces essais sont accompagnées par la technique de corrélation d'images digitales DIC.

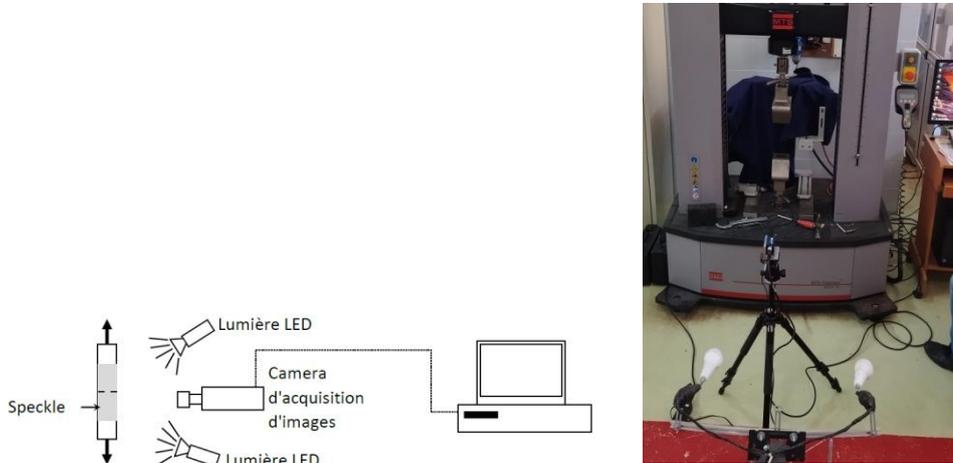


Figure II-6 Les essais de rupture assistés par la technique de corrélation d'images digitales.

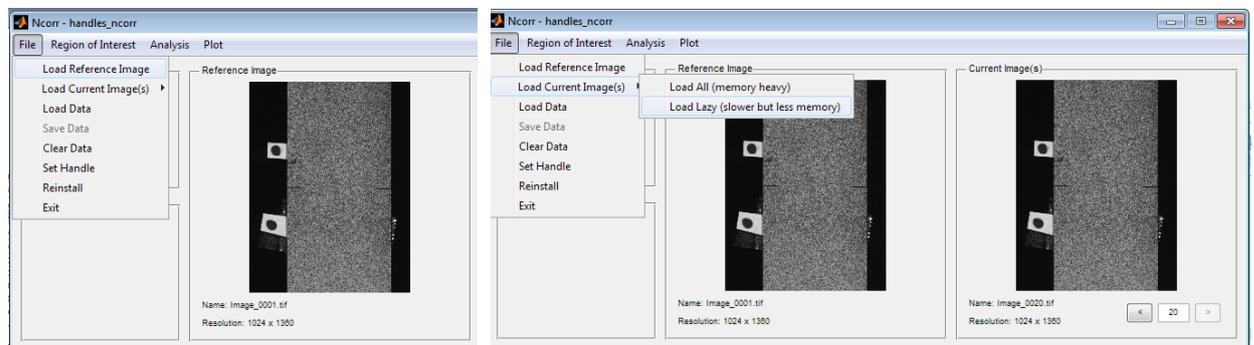
II.2. Partie numérique:

La partie numérique est subdivisée en deux parties, la partie de traitement des résultats expérimentaux de la rupture avec le code open source de corrélation d'images digitales Ncorr [24-26] développé sous Matlab, la deuxième partie est dédié à une simulation des essais de rupture par un modèle numérique et analyse par la méthode des éléments finis sous le code de calcul ABAQUS [30].

II.2.1. Le code open source DIC-Ncorr:

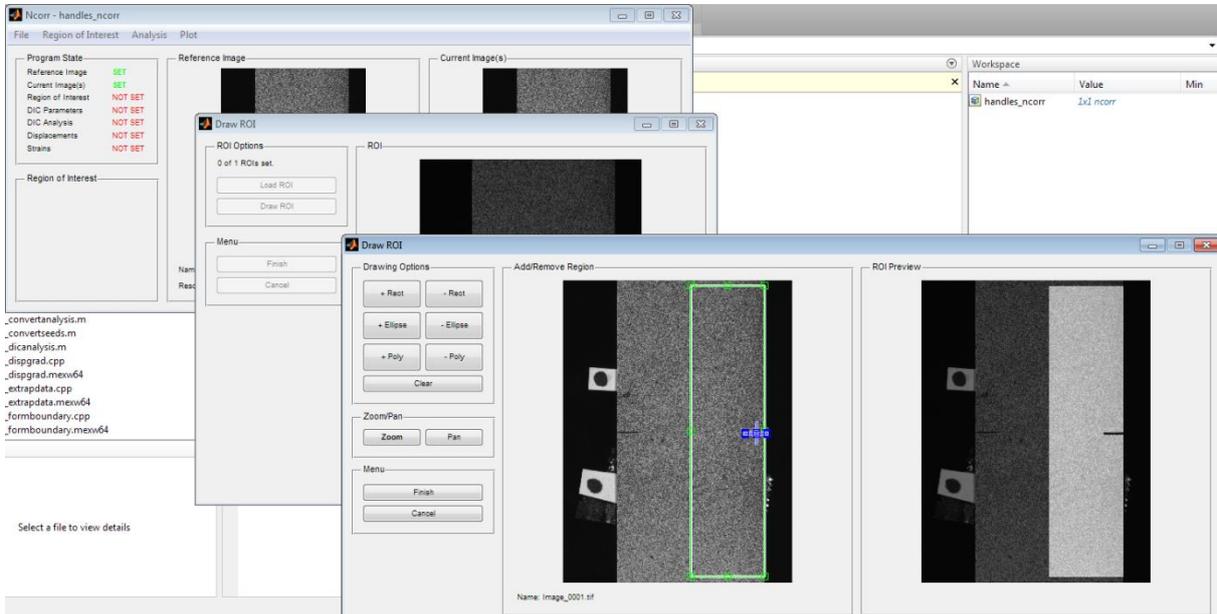
Dans cette partie nous allons présenter les étapes de la mise en œuvre de Ncorr pour l'analyse des résultats de la partie expérimentale des tests de rupture.

Étape 01: Charger une image de référence et les images courantes.

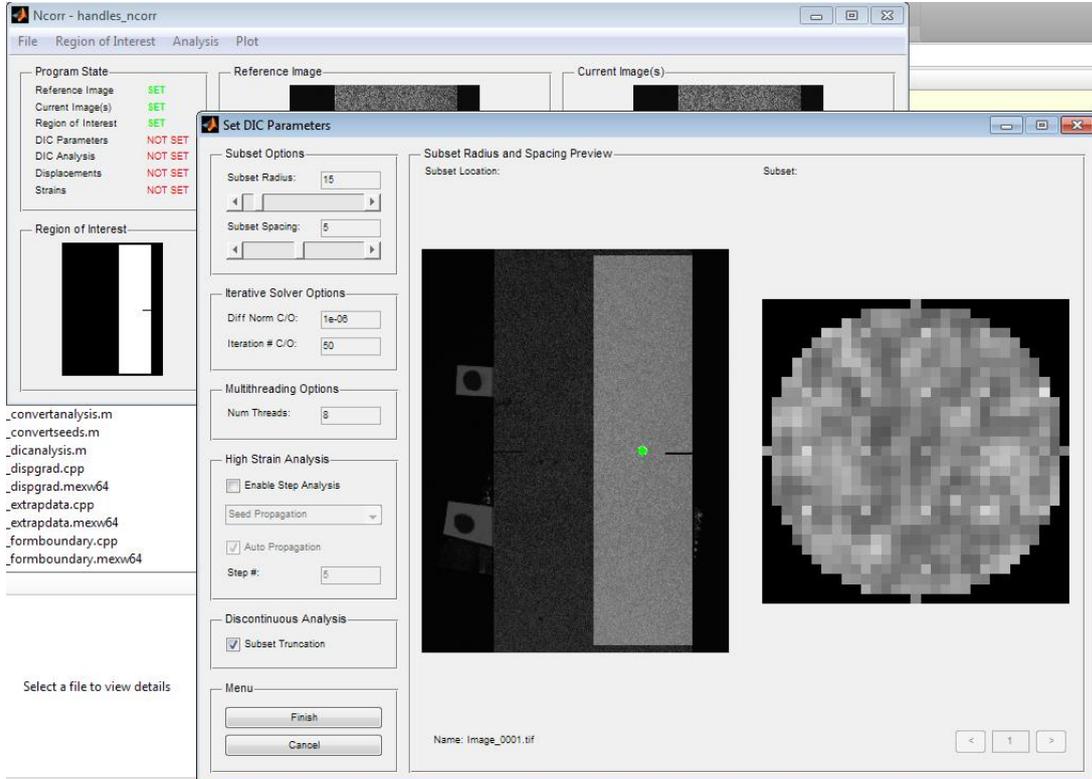


L'option "Load Lazy" utilise moins de mémoire mais rend le traitement lent.

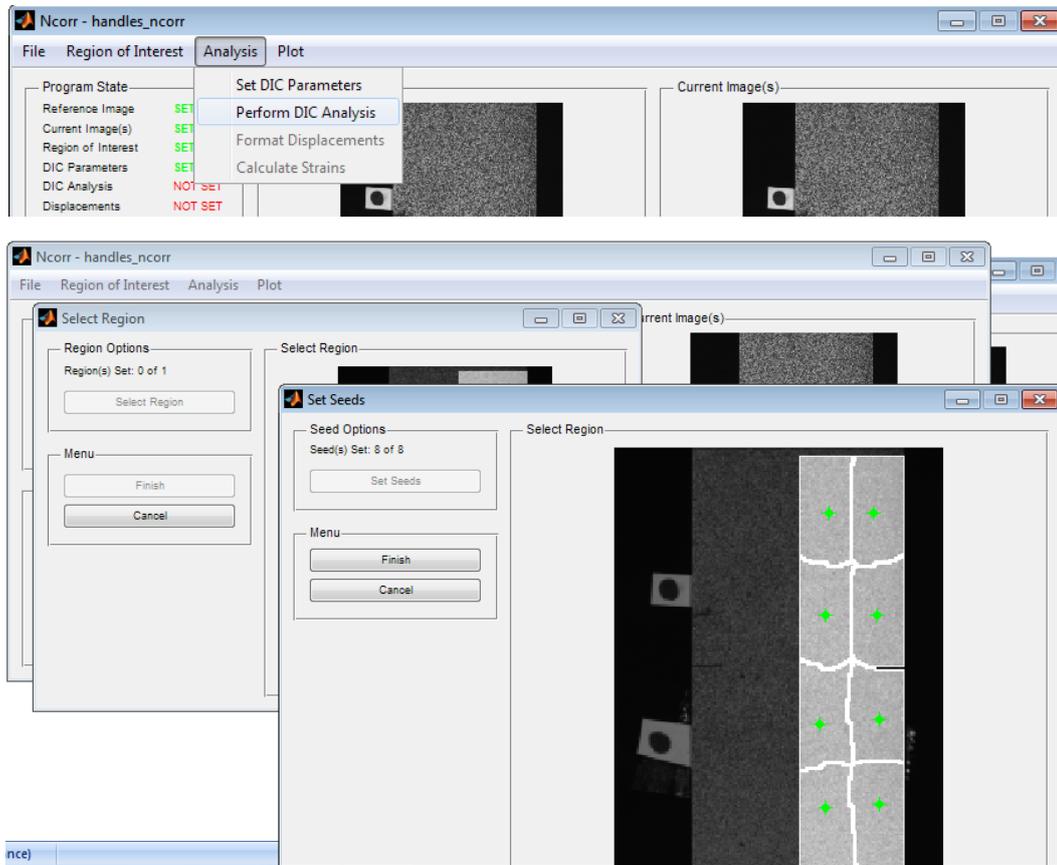
Étape 02: Tracer la région d'intérêt ROI "Region of intrest".



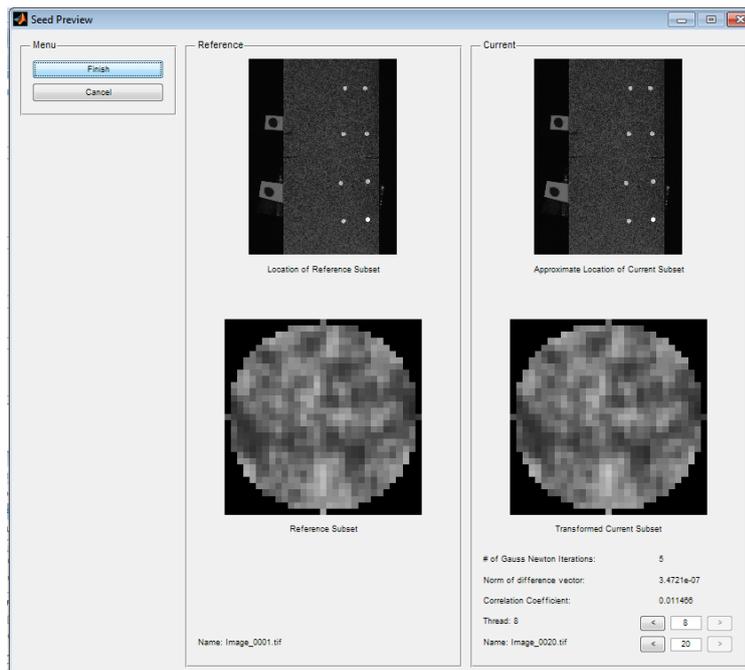
Étape 03: Choix des paramètres de corrélation "DIC parameters".



Étape 04: effectuer une analyse DIC "perform DIC analysis".

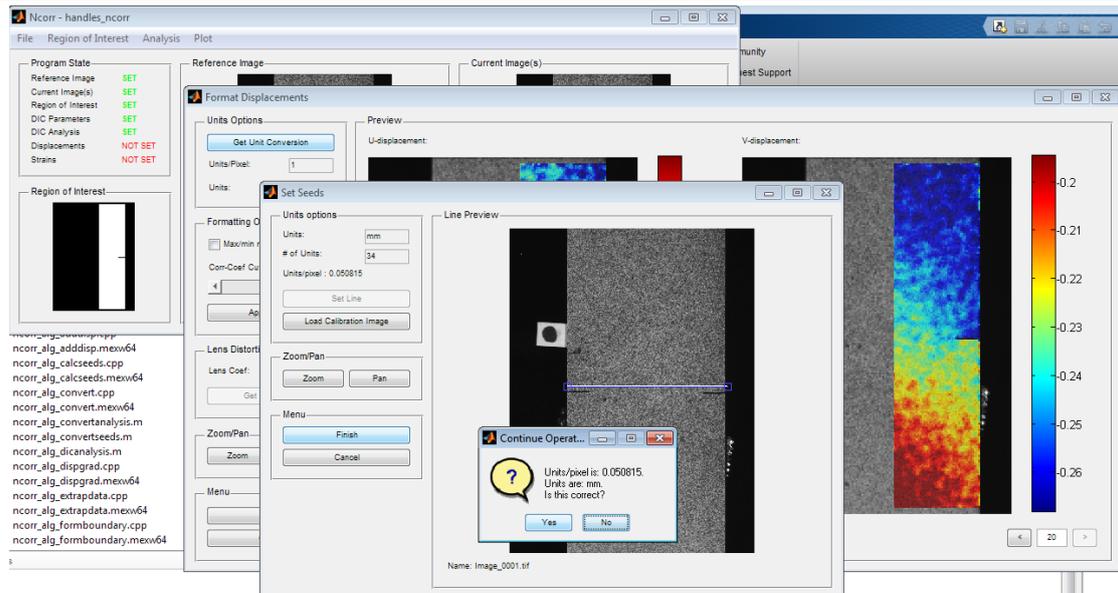
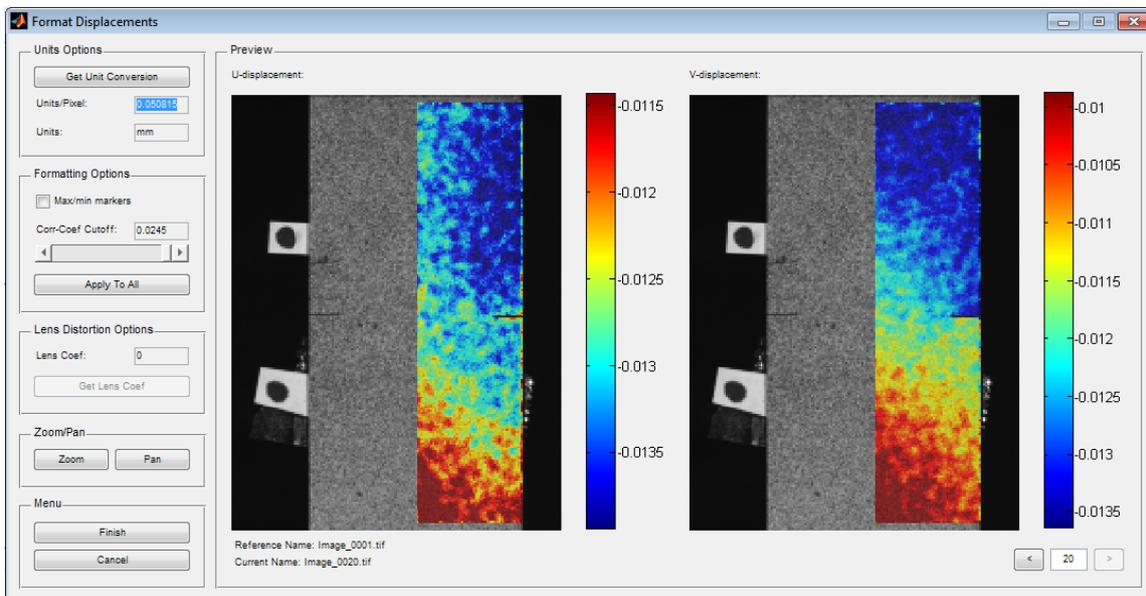
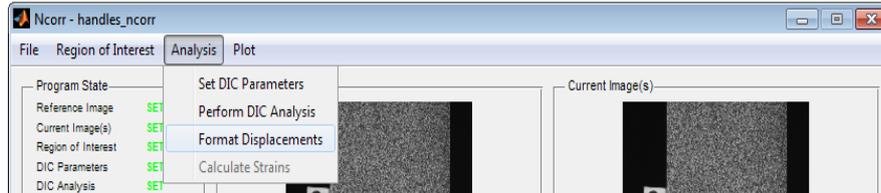


Le processeur utilisé contient 8 coeurs et donc on peut subdiviser le domaine en 8 zones, ceci nous permet d'effectuer une parallélisations des calculs.

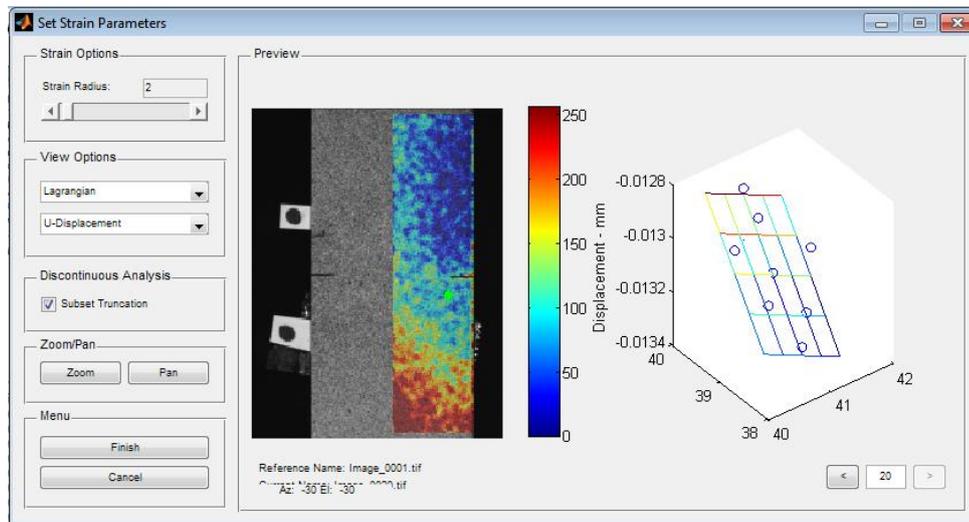


Un bon résultat donne un coefficient de corrélation "correlation coefficient" le plus faible.
 Cocher l'option "subset truncation" puis cliquer sur "finish", la corrélation donne le champ de déplacement en pixel.

Étape 05: "Format déplacement" permet de convertir le déplacement du pixel en millimètre.

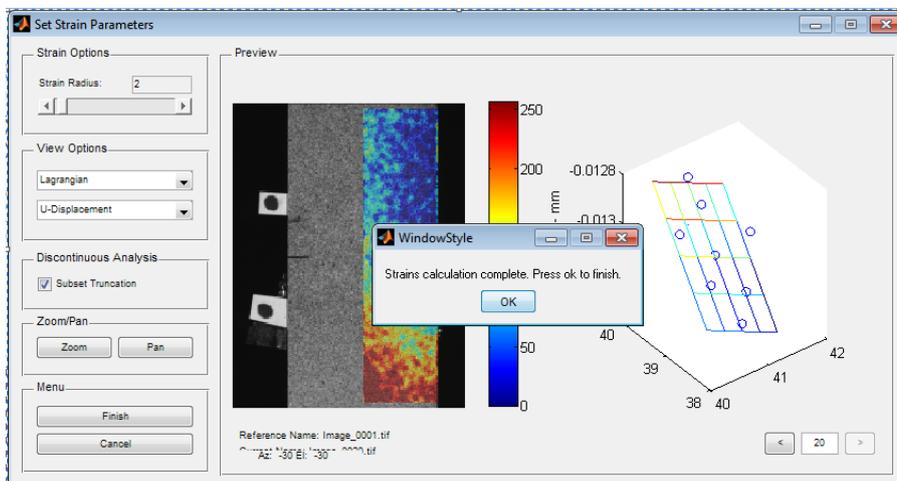


Étape 06: L'option "set strain paramètres" permet de fixer les paramètres pour calculer les déformations.

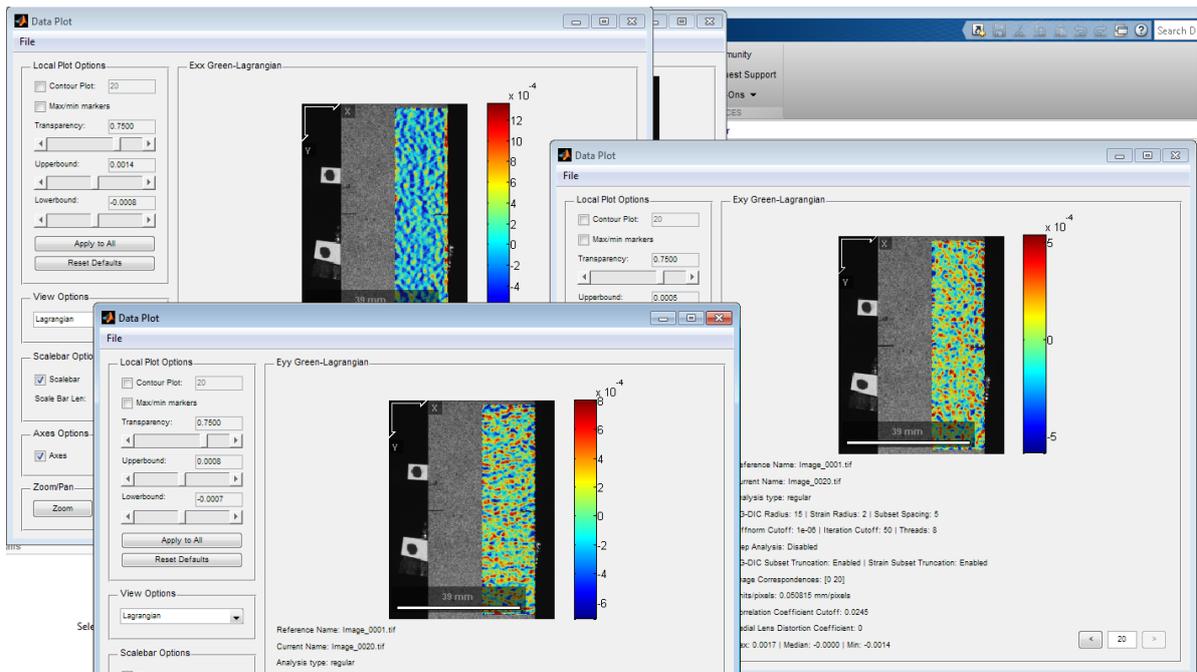
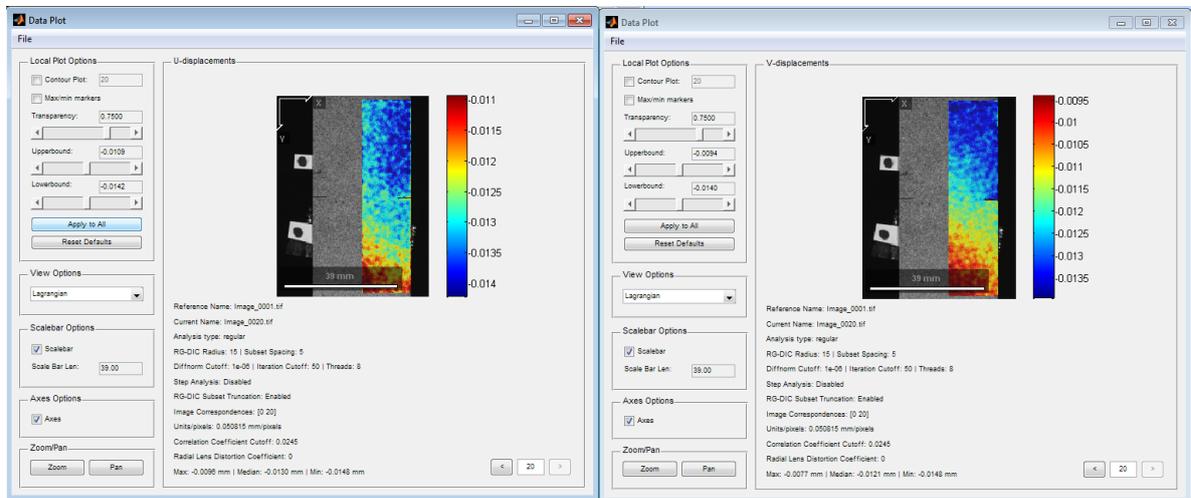
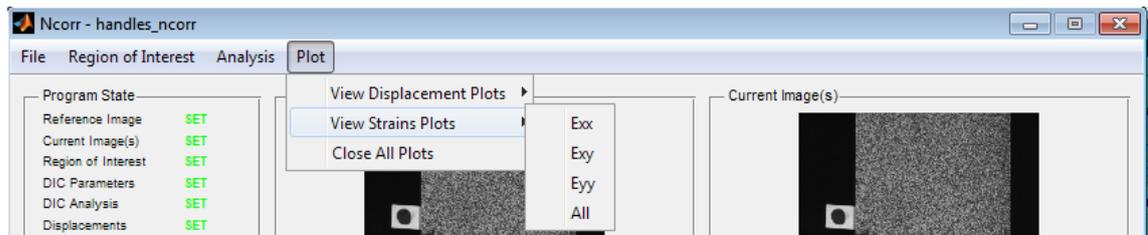
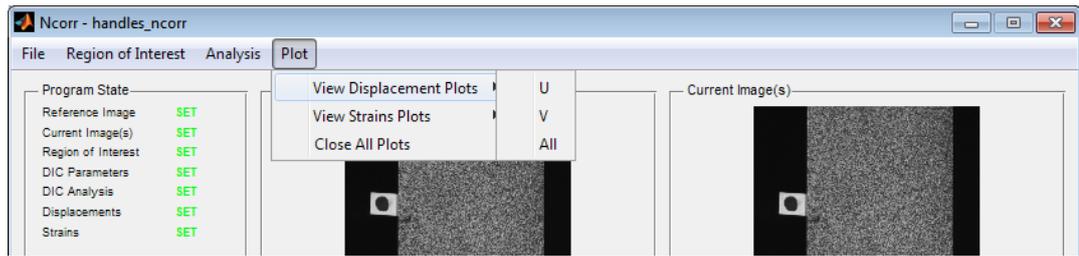


L'option "subset truncation" doit être couché dans le cas de fissure, le "strain radius" doit être choisie le plus petit pour avoir un bon fitting des résultats (graphe du déplacement en 3D sur "Preview").

Étape 07: Calcul des déformations.



Étape 08: Afficher les résultats "display displacement/strains".



II.2.2. La simulation numérique sous le code de calcul EF ABAQUS:

Cette partie est dédiée à une simulation de l'essai de rupture par un modèle numérique et analyse par la méthode des éléments finis sous le code de calcul ABAQUS [30].

Simulation de l'essai de rupture sur éprouvette DENTS par analyse EF sous ABAQUS:

Étape 01: Lancement d'ABAQUS

Lancer ABAQUS puis cliquer sur Standard/Explicite Model (Figure II-7).

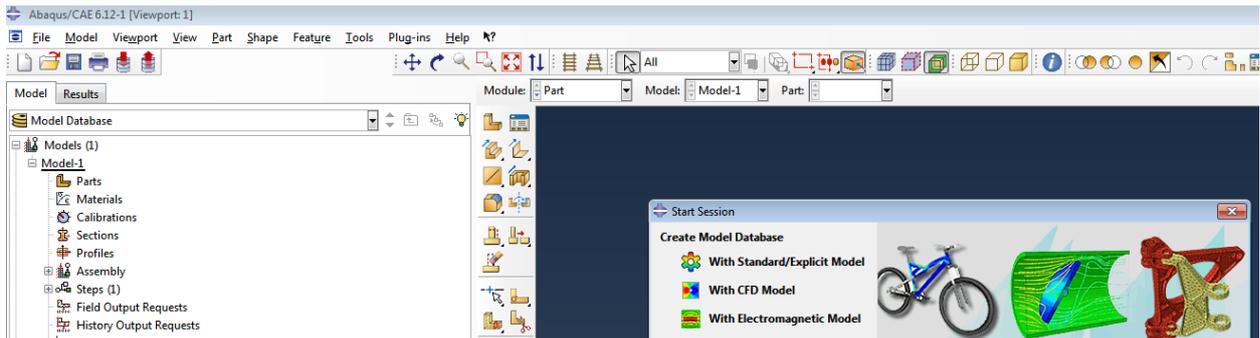


Figure II-7 Interface ABAQUS.

Étape 02: Création du modèle part:

Cliquer sur Parts et utiliser les fonctions dessin pour crée la géométrie avec ces dimensions (Figure II-8).

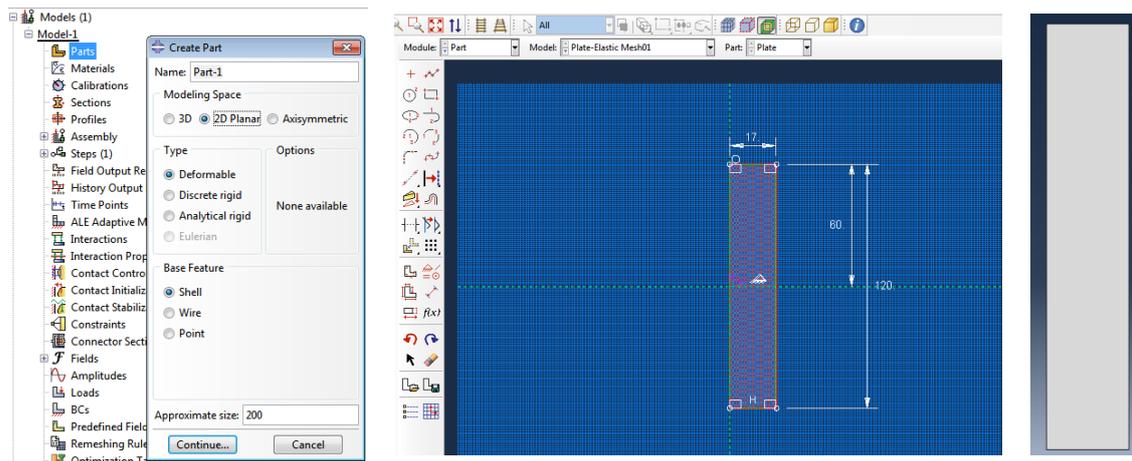


Figure II-8 Création de la géométrie dans part.

Étape 03: Partition.

La géométrie est ensuite subdivisée à l'aide de l'outil "partition face" pour définir la fissure, la zone de calcul du "J-intégrale", et structurer le maillage (Figure II-9).

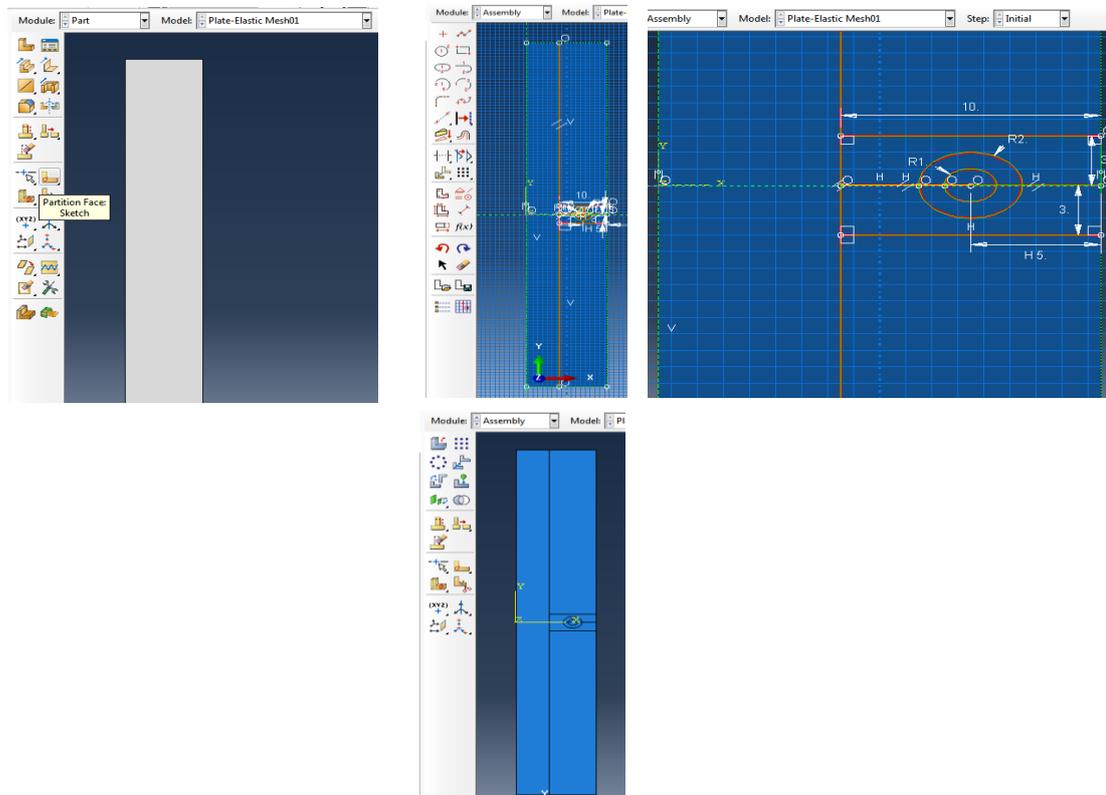


Figure II-9 Subdivision de la géométrie à l'aide de l'outil "Partition".

Étape 04: Création du matériau.

A l'aide de l'outil "Material" sous "Property", le type du matériau est choisi et les propriétés introduites (Figure II-10).

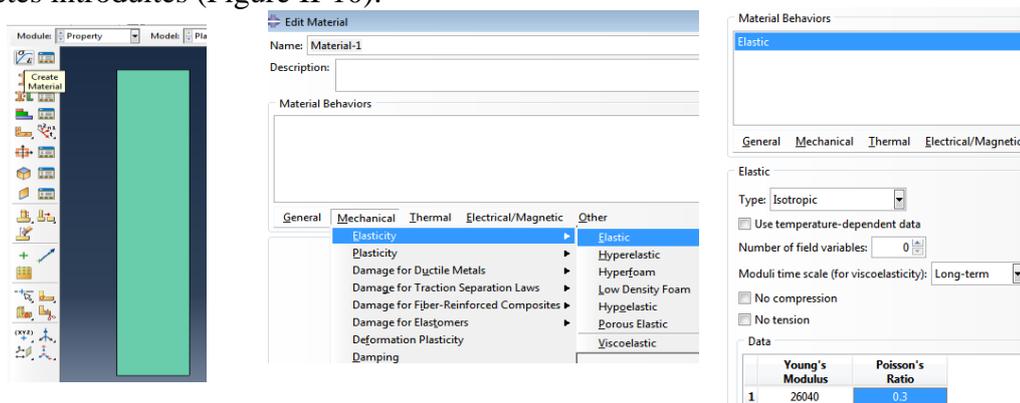


Figure II-10 Choix du matériau et introduction des propriétés

On peut créer d'autre matériau à l'aide du même module "Property", exemple: "deformation plasticity" utilisé dans ce travail qui est en fait le modèle elasto-plastique de type Ramberg-Osgood (Figure II-11).

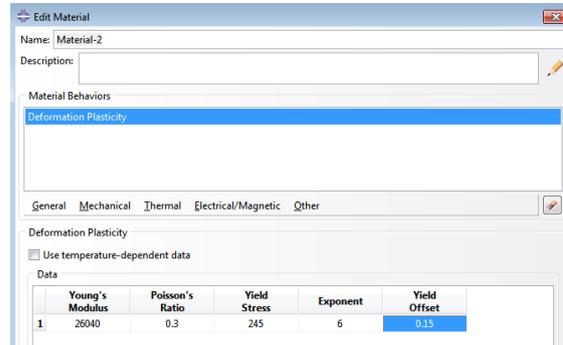


Figure II-11 Modèle elasto-plastique de type Ramberg-Osgood.

Étape 05: Création d'une section.

Sous module "property" cliquer sur "create a section" puis choisissez le matériau et valider (figure II-12).

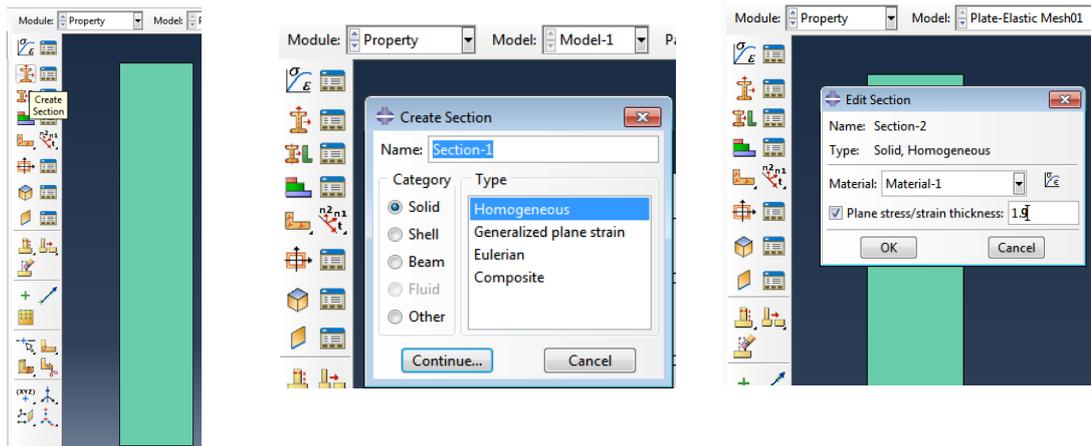


Figure II-12 Création d'une section.

Étape 06: Assigner la section au modèle part.

Sous module "Property" cliquer sur l'outil "assign section" puis assigner la section a la géométrie (Figure II-13).

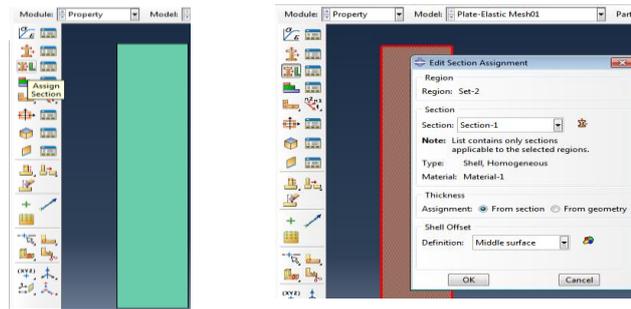


Figure II-13 Assigner la section a la géométrie.

Étape 07: Créé instance.

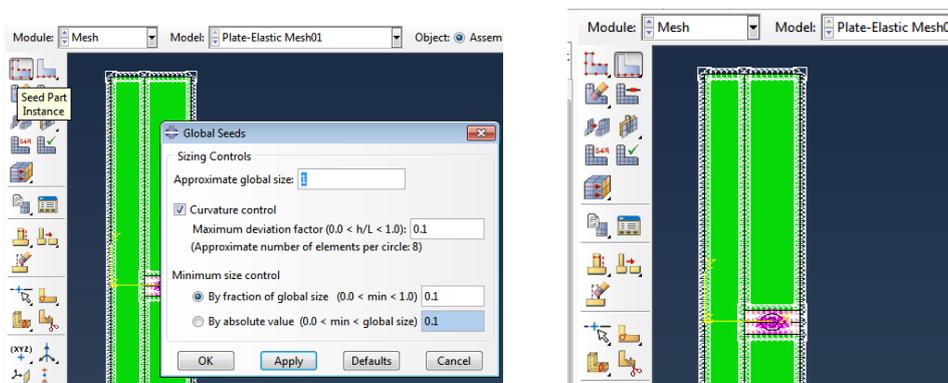
Dans le module "assembly" cliquer sur "Instance" et sélectionner la géométrie.



Figure II-14 Création d'une instance.

Étape 08: Maillage.

Dans le module "mesh" utiliser les fonctions du maillage pour mailler la géométrie. Utiliser la fonction "seed" pour mailler les arêtes en donnant une taille de 1. Puis la fonction "seed edge" pour donner la taille souhaitée a des arêtes spécifique (voir figure II-15).



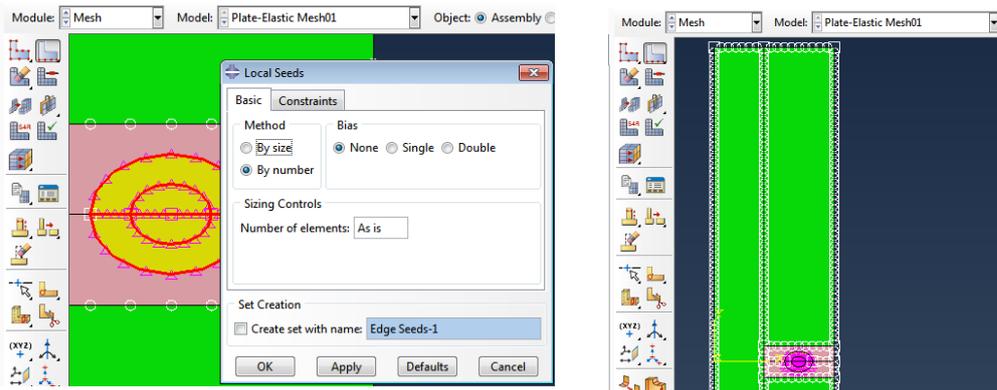
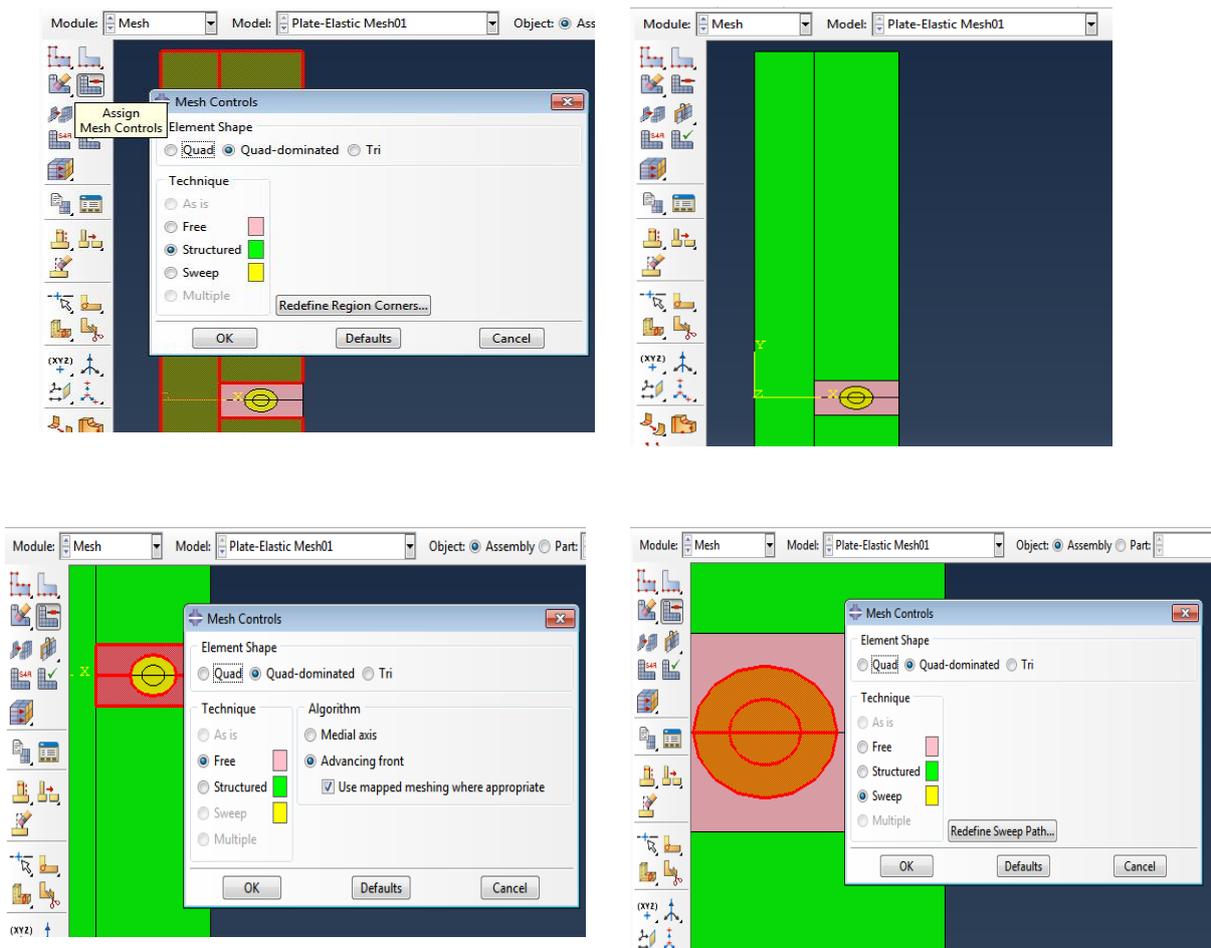


Figure II-15 Discretisation des arrêtes de la géométrie pour maillage.

En suite à l'aide de l'outil "assign mesh controle" ont choisi la méthode du maillage de chaque zone (figure II-16).



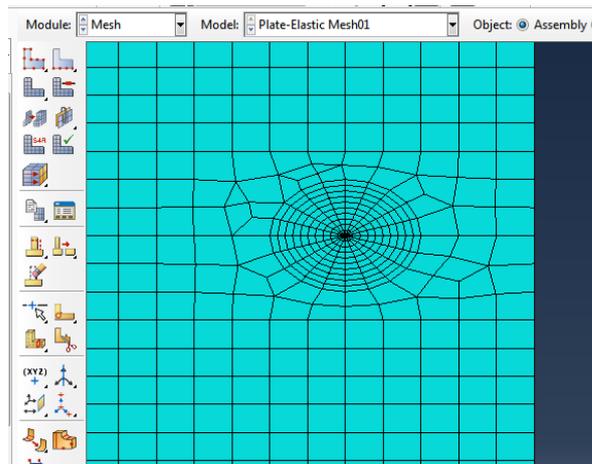


Figure II-16 Maillage de la géométrie.

Étape 9: crée étape ou "step":

Dans le module "step" utiliser "creat step" pour crée une étape (figure II-17).

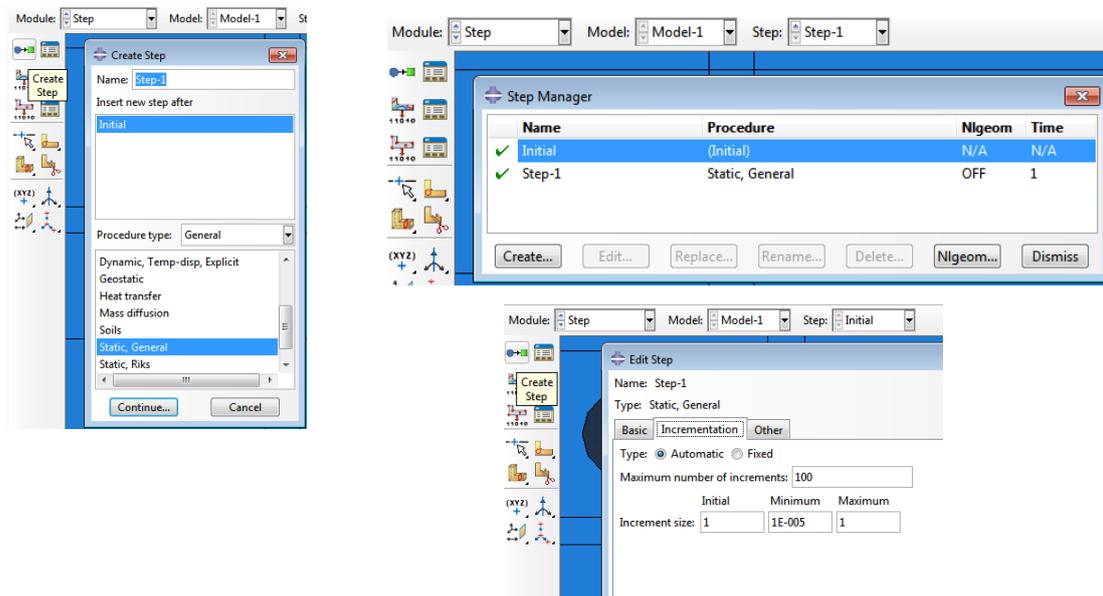


Figure II-17 Création de "step".

Étape 10: Création de fissure et points pour conditions aux limites.

Dans le module "interaction", dans le menu "special" et "crack" utiliser "assign seem", et sélectionner les arrêtes qui correspondent à la fissure. En suite sur le même menu utilise

"create" pour crée fissure "crack" pour le calcul des intégrale de contour "contour integral". Puis sélectionner les deux cercles pour le domaine de calcul du J-intégral et la pointe de la fissure ainsi que le vecteur q (voir figure II-18).

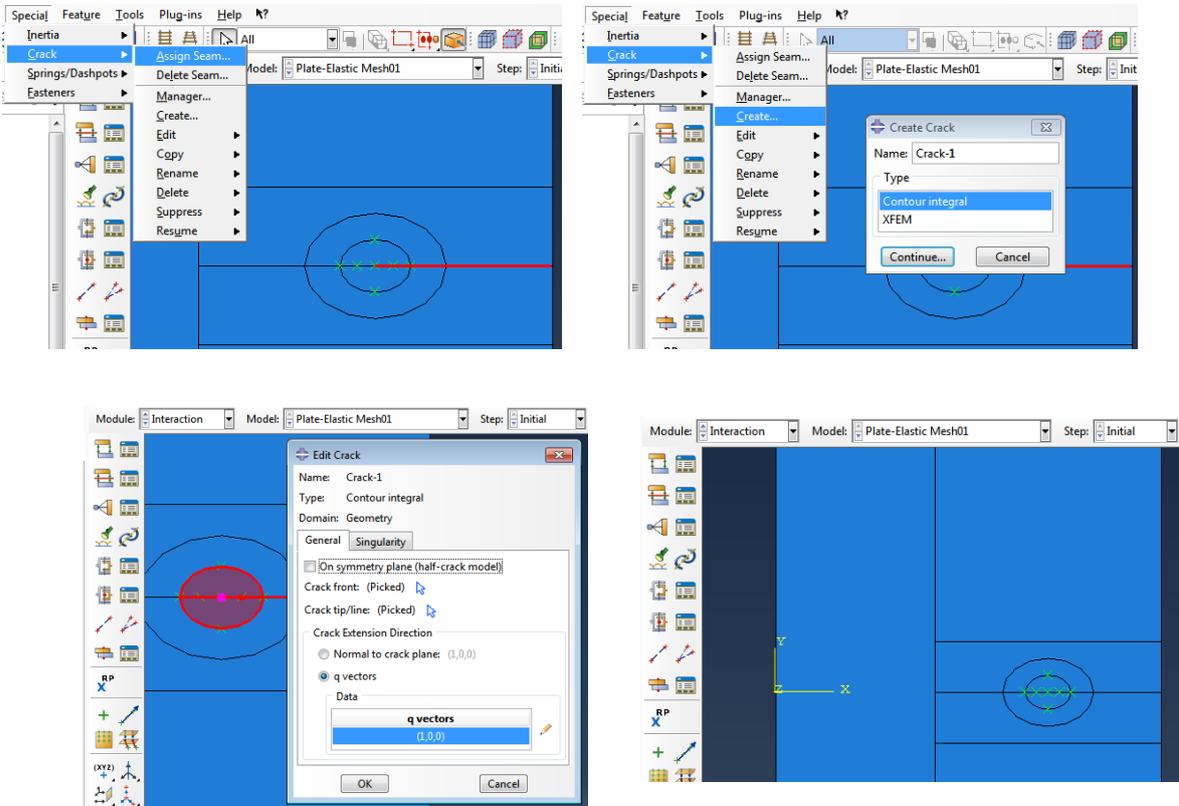
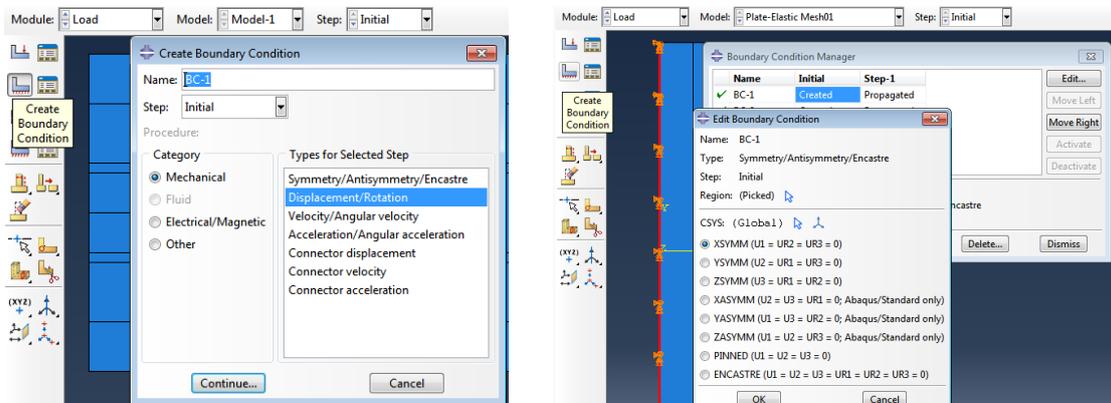


Figure II-18 Création de fissure "crack".

Étape 11: Conditions aux limites.

Sous le module "Load" utilise la fonction "Create Boundary condition" dans l'étape "initial" choisissez "Displacement/Rotation" puis sélectionner et imposer les conditions comme l'indique la Figure II-19.



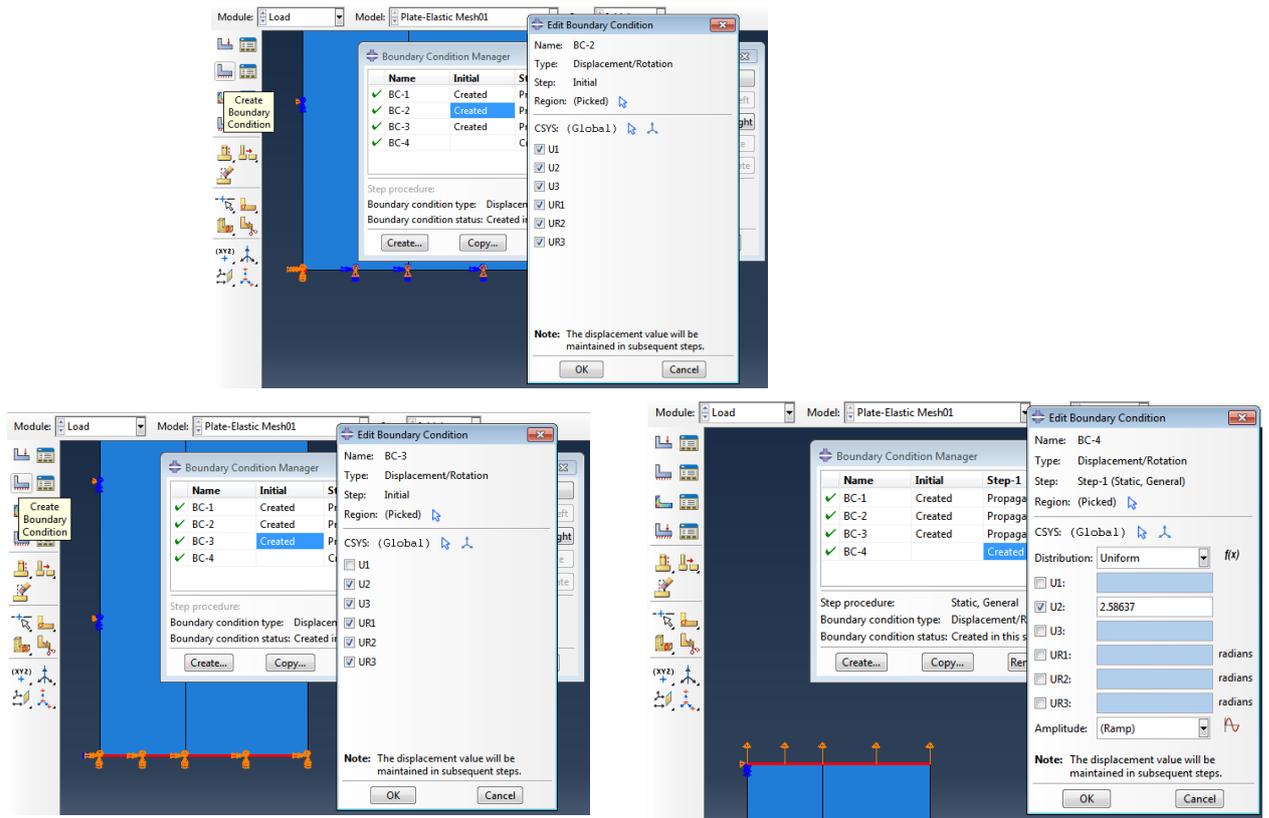


Figure II-19 Conditions aux limites.

Étape 12: Résultats à calculé (output request).

Remarque: dans "Field output request" et par défauts, ABAQUS donne certain résultats comme la contrainte de Van-mises, le champ de déplacement et le champ de déformation.

On commence par crée "History output" pour le facteur d'intensité de contrainte K_I et taux de restitution d'énergie (J-intégrale) G.

Sous module "Step" cliquer que "Creat History output", et sous "domain" sélectionner la fissure "crack-1" puis le nombre de contour sous "number of contour" en suite "J-integral" ou facteur d'intensité de contrainte (Figure II-20).

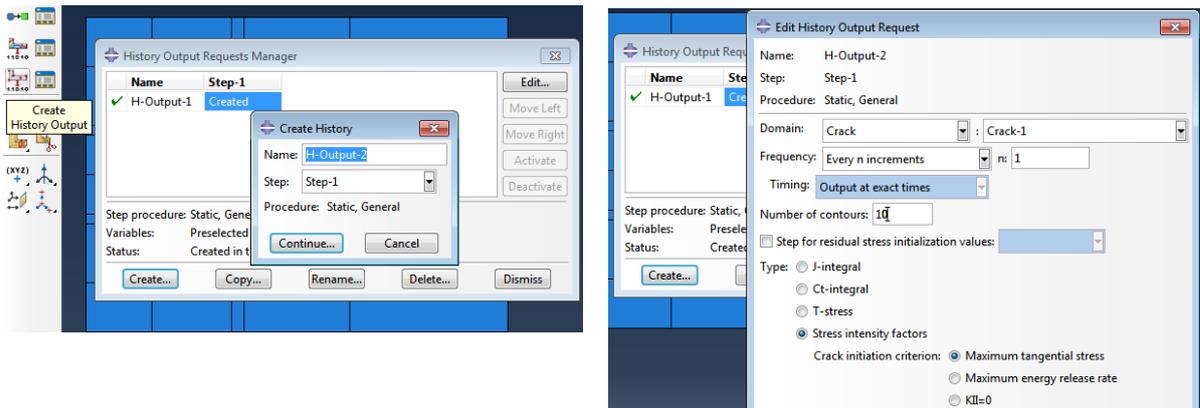


Figure II-20 Création de "History Output Request".

Étape 13: Creat job.

Sous le module "Job" utiliser l'outil "Create job" puis sélectionner le modèle "Model-1" et validé. Vous pouvez donner mémoire en Gpa sous "memory" et donner le nombre de processeurs sous "parallelization" (figure II-21)

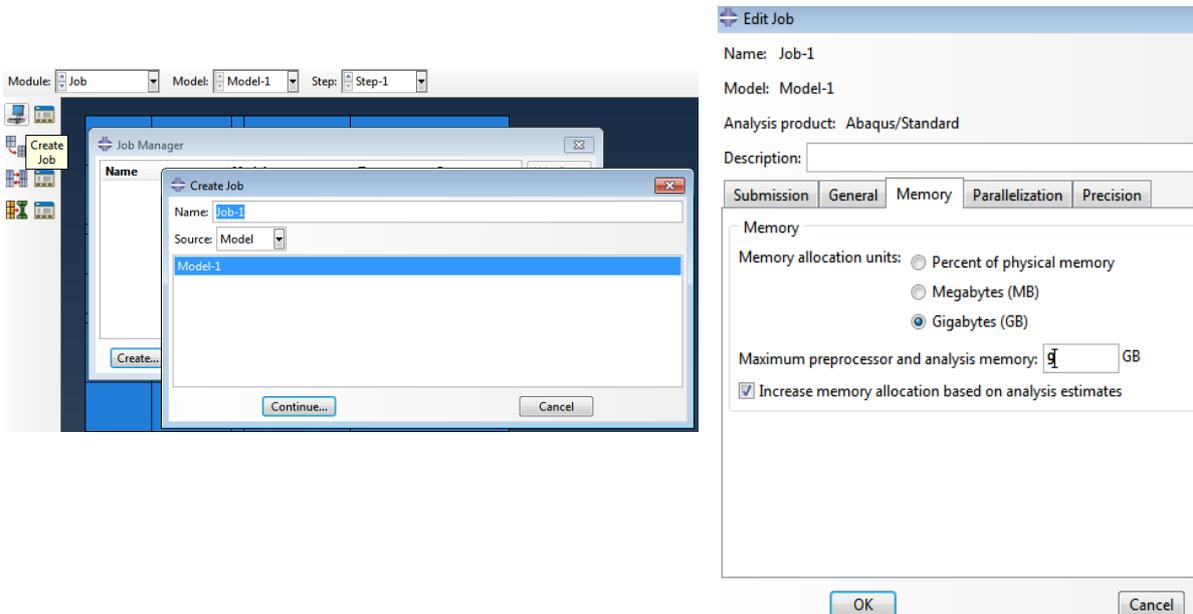


Figure II-21 Création de "job"

Étape 14: Lancement du calcul.

Sous module "Job" Selection "Job-1" et cliquer sur "submit", ABAQUS exécute le calcul (Figure II-22).

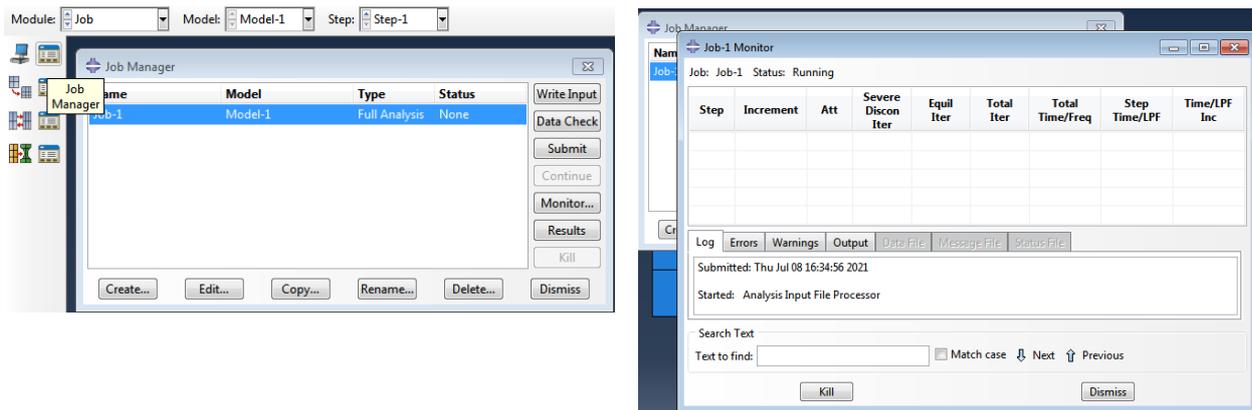


Figure II-22 Exécution du calcul.

Étape 15: Visualisation des résultats.

Une fois "job-1" affiche "Completed", cliquer sur "Results" pour visualiser les résultats, le module "Visualization" apparais, là on peut tirer les résultats souhaitées (Figure II-23).

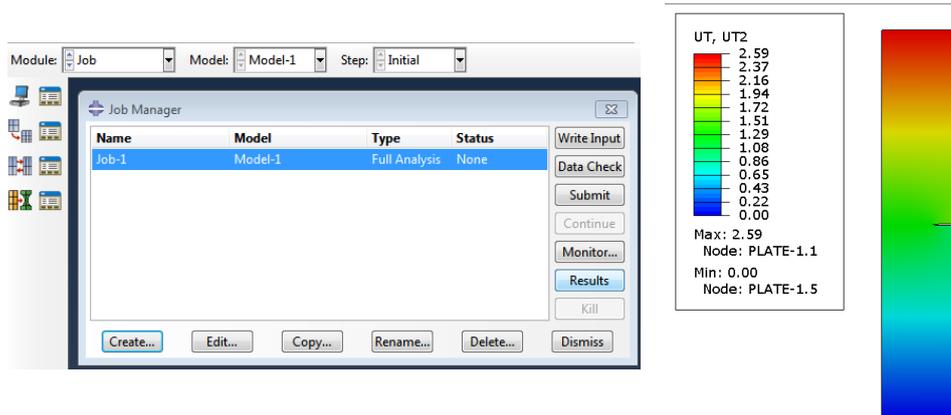


Figure II-23 Visualisation des résultats.

Chapitre III - Résultats et Discussion

Dans ce chapitre nous allons présenter les résultats et faire des discussions.

III.1. Étude de convergence dans les modèles EF utilisés:

Avant d'exploiter les résultats issus de l'analyse numérique, une étude de convergences des modèles EF a été menée, le maillage utilisé est donnée dans la figure III-1.

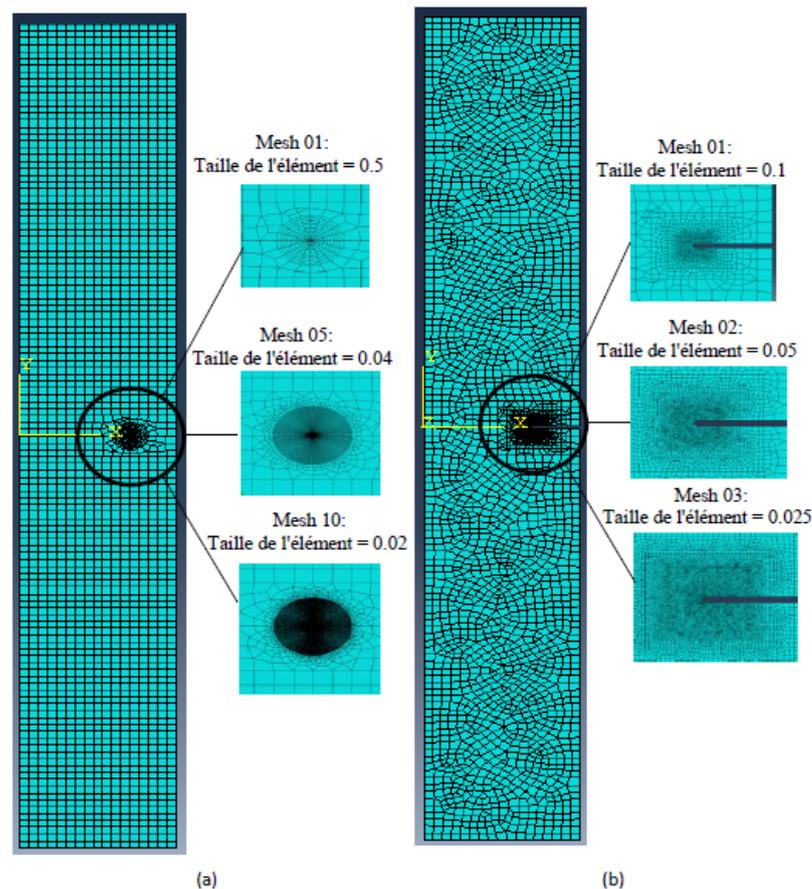


Figure III-1 : Maillage utilisé dans l'analyse EF, a) Maillage utilisé pour le calcul du Facteur d'intensité de contrainte, b) maillage utiliser pour le champ de déplacement, de déformation et CTOD.

Pour le calcul du facteur d'intensité de contrainte K_I et le taux de restitution d'énergie G , 10 différents maillage ont été utilisé (figure III-1-a) avec une taille d'élément dans la zone de calcul du J-intégrale entre 0.5 et 0.02, et de 1 dans la zone cette zone. Pour le tracé du contour du champ de déplacement, de déformation et ouverture CTOD, 3 différents maillages ont été utilisé (figure III-2-b) avec une taille d'élément dans la zone proche de l'entaille entre 0.1 et 0.025, et de 1 dans le reste. Le tableau III-1 nous présentant les données numérique de chacun des maillages utilisés.

Tableau III-1 : Nombre d'éléments et nombre de variables dans chaque maillage.

Nombre d'éléments									
Mesh01-a	Mesh02-a	Mesh03-a	Mesh04-a	Mesh05-a	Mesh06-a	Mesh07-a	Mesh08-a	Mesh08-a	Mesh10-a
2245	2908	3961	5427	7315	9569	12200	15243	18739	22599
Nombre de variables									
Mesh01-a	Mesh02-a	Mesh03-a	Mesh04-a	Mesh05-a	Mesh06-a	Mesh07-a	Mesh08-a	Mesh08-a	Mesh10-a
14310	18276	24570	33342	44664	58170	73932	92172	113142	136326
Nombre d'éléments									
Mesh01-b			Mesh02-b				Mesh03-b		
3533			13007				45931		
Nombre de variables									
Mesh01-b			Mesh02-b				Mesh03-b		
21750			78762				275244		

III.1.1. Convergence par rapport au maillage:

En tenant en compte les valeurs calculées du facteur d'intensité de contrainte K_I et le taux de restitution d'énergie G , la convergence a été étudié par rapport au nombre de contour de calcul du J-intégrale (voir figure III-2), et par rapport à la taille de l'élément de la zone de calcul du J-intégrale (voir figure III-3).

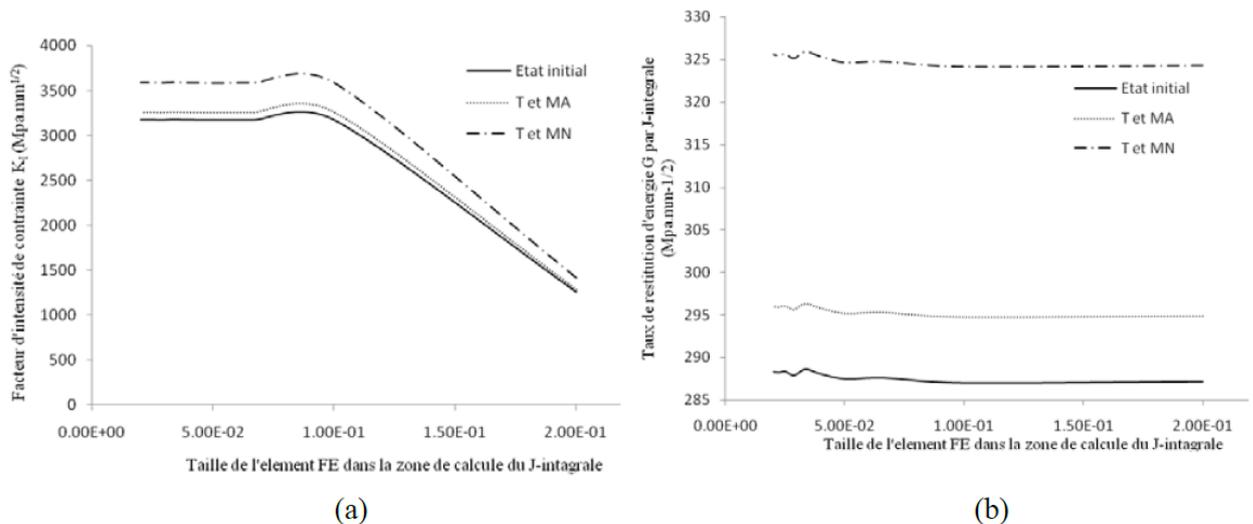


Figure III-2 : Convergence par rapport à la taille de l'élément dans le maillage, a) Le facteur d'intensité de contraintes K_I , b) Le taux de restitution d'énergie G .

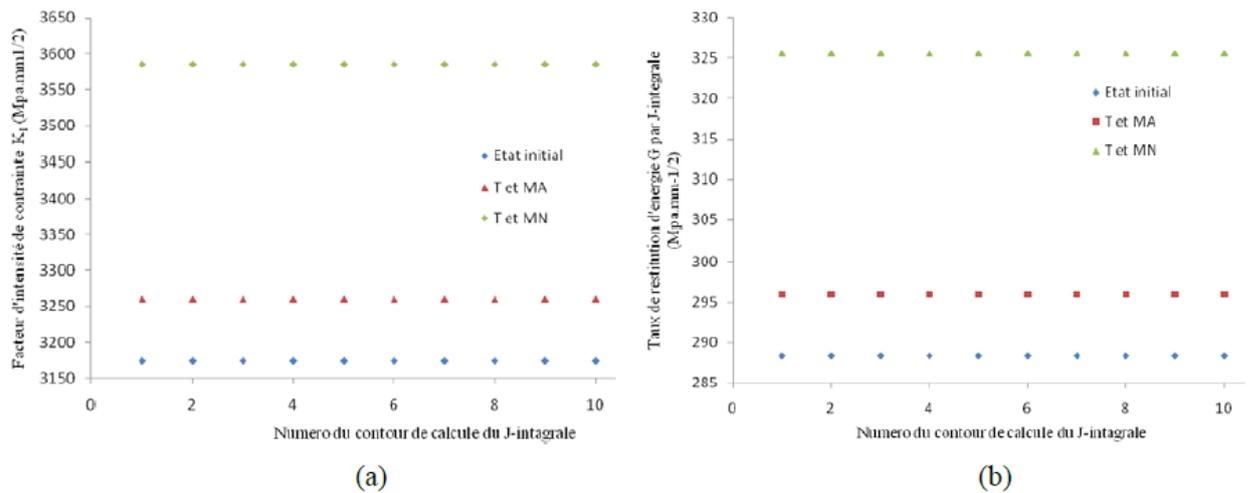


Figure III-3 : Convergence par rapport au contour de calcul du J-intégrale, a) Le facteur d'intensité de contraintes KI, b) Le taux de restitution d'énergie G.

III.2. Résultats des essais de traction:

Des essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes de traction pour les cas suivants:

- État initiale (abréviation: EI).
- Trempe plus maturation artificielle (abréviation: T et MA).
- Trempe plus maturation naturelle (abréviation: T et MN).

Les courbes force vs traverse sont convertis en courbe de contrainte vs déformation (%) (Voir figure III-4), ces courbes sont traité sous code de calcul Matlab, les propriétés mécaniques sont ensuite extraites pour les trois cas cités. Les propriétés du modèles elasto-plastique (ou modèles non-linéaire) de type Ramberg-Osgood sont obtenus à partir de la courbe contrainte-réel vs déformation-réel. Ces données sont utilisées dans l'analyse par élément finis pour les deux modèles: élastique, et elasto-plastique de Ramberg-Osgood. Les résultats sont résumés sur le tableau III-2.

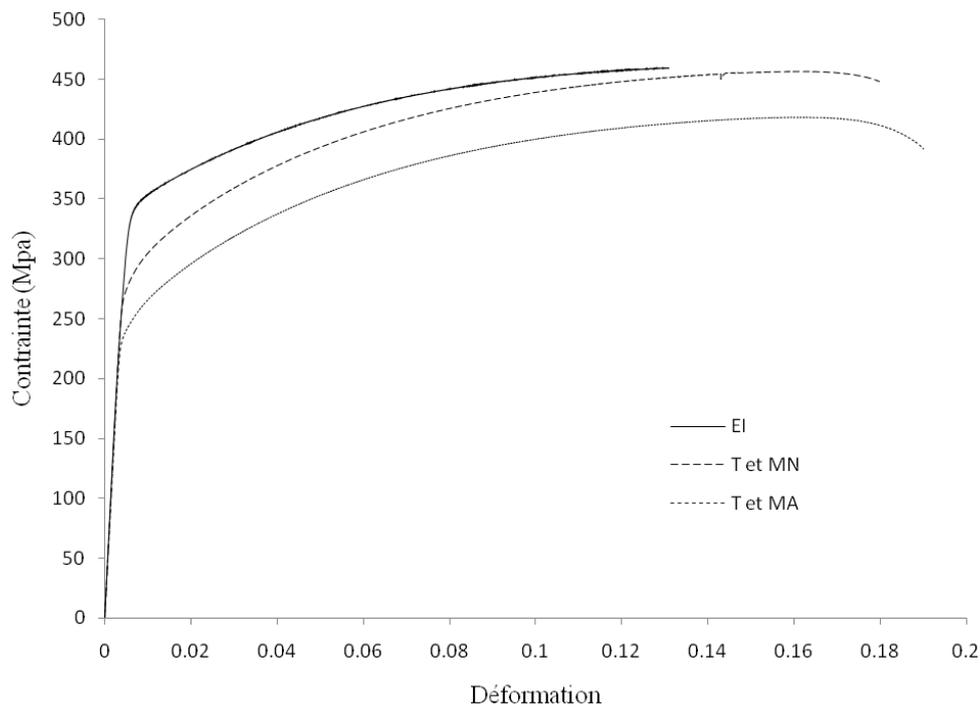


Figure III-4 : Les courbes contrainte-déformation pour les trois cas (EI, T et MA et T et MN)

Tableau III-2 : Propriétés élastique et elasto-plastique de Ramberg-Osgood.

EI			
	EP01	EP02	Moyenne
Module de Young (Mpa)	88076	69891	78983.5
Coefficient de Poisson	0.3	0.3	0.3
Ductilité %	18.73	17.26	18.0
Contrainte maximale avant rupture (Mpa)	574.21	445.65	509.93
Limite élastique (Mpa)	426.68	312.7	369.69
Coefficient d'érouissage α	1.9	1.66	1.78
Exposant d'érouissage n	6.11	5.8	5.95
T et MA			
	EP01	EP02	Moyenne
Module de Young (Mpa)	69671	73860	71765.5
Coefficient de Poisson	0.3	0.3	0.3
Ductilité %	19.8	18.13	18.96
Contrainte maximale avant rupture (Mpa)	432.44	462.26	447.35
Limite élastique (Mpa)	253.08	283.1	268.09
Coefficient d'érouissage α	1.81	1.88	1.84
Exposant d'érouissage n	4.47	4.65	4.56

T et MN			
	EP01	EP02	Moyenne
Module de Young (Mpa)	76585	81284	78934.5
Coefficient de Poisson	0.3	0.3	0.3
Ductilité %	19.65	18.3	18.97
Contrainte maximale avant rupture (Mpa)	503.03	524.34	513.69
Limite élastique (Mpa)	309.18	328.34	318.76
Coefficient d'écroutissement α	1.61	1.74	1.67
Exposant d'écroutissement n	4.83	4.86	4.84

III.3. Champs de déplacement et de déformation:

Dans cette section nous présentons les tracés de contour des champs de déplacement et de déformation, ces derniers obtenus des essais de rupture assistés par la technique de corrélation d'image et de l'analyse numérique par éléments finis sous le code ABAQUS sont présentés en vue de confrontation, les données du tableau 1-III sont affectées au modèle élastique et modèle elasto-plastique de Ramberg-Osgood. Les tracés du contour sont présentés dans les figures III-5, 6 pour les composantes du champ de déplacement U et V, les figures III-7, 8 et 9 pour les composantes du champ de déformation ϵ_{xx} , ϵ_{yy} et ϵ_{xy} , respectivement.

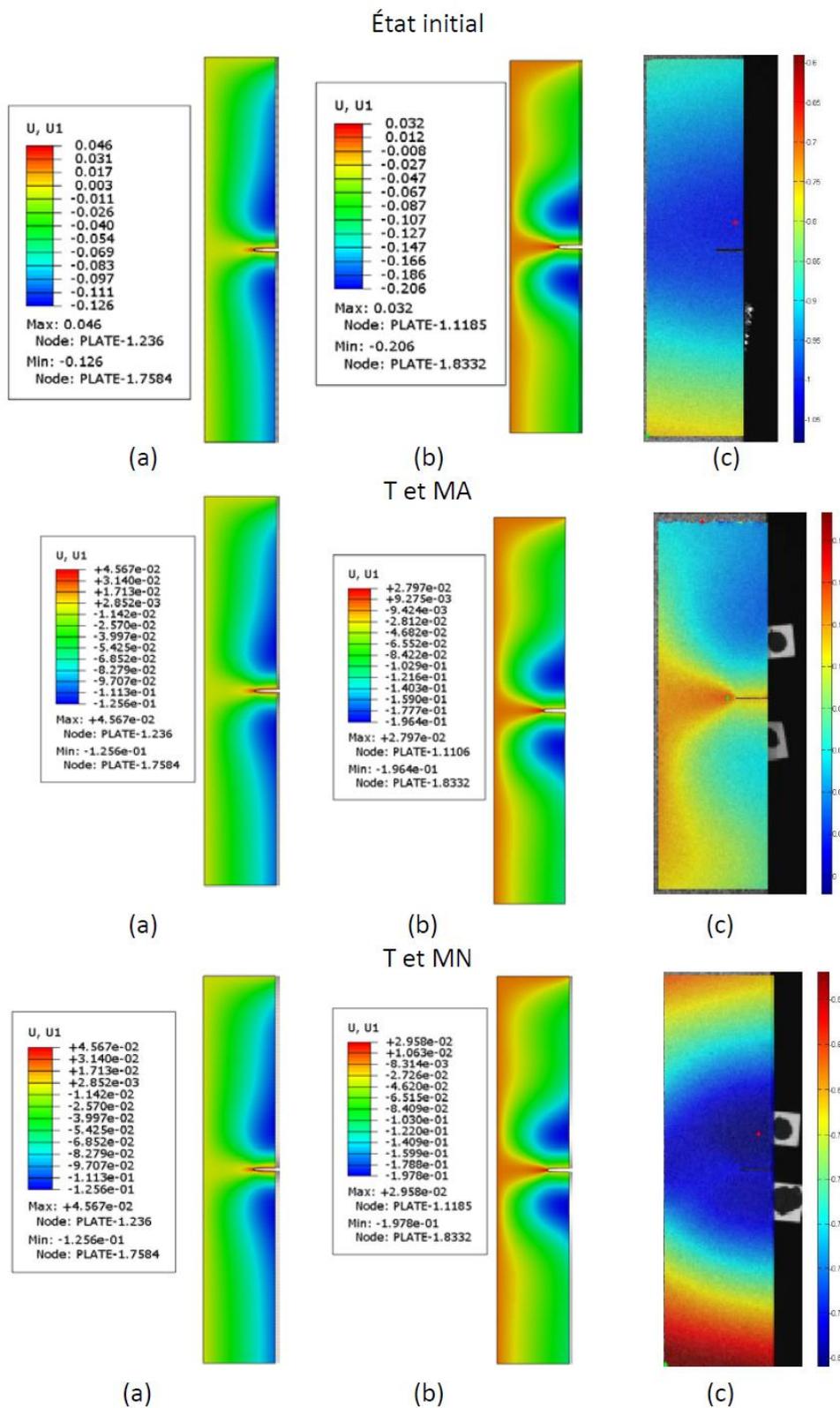


Figure III-5 : La composante U du champ de déplacement pour les trois cas (EI, T-MA et T-MN): a) Modèle élastique, b) Modèle de Ramberg-Osgood et c) DIC-Ncorr.

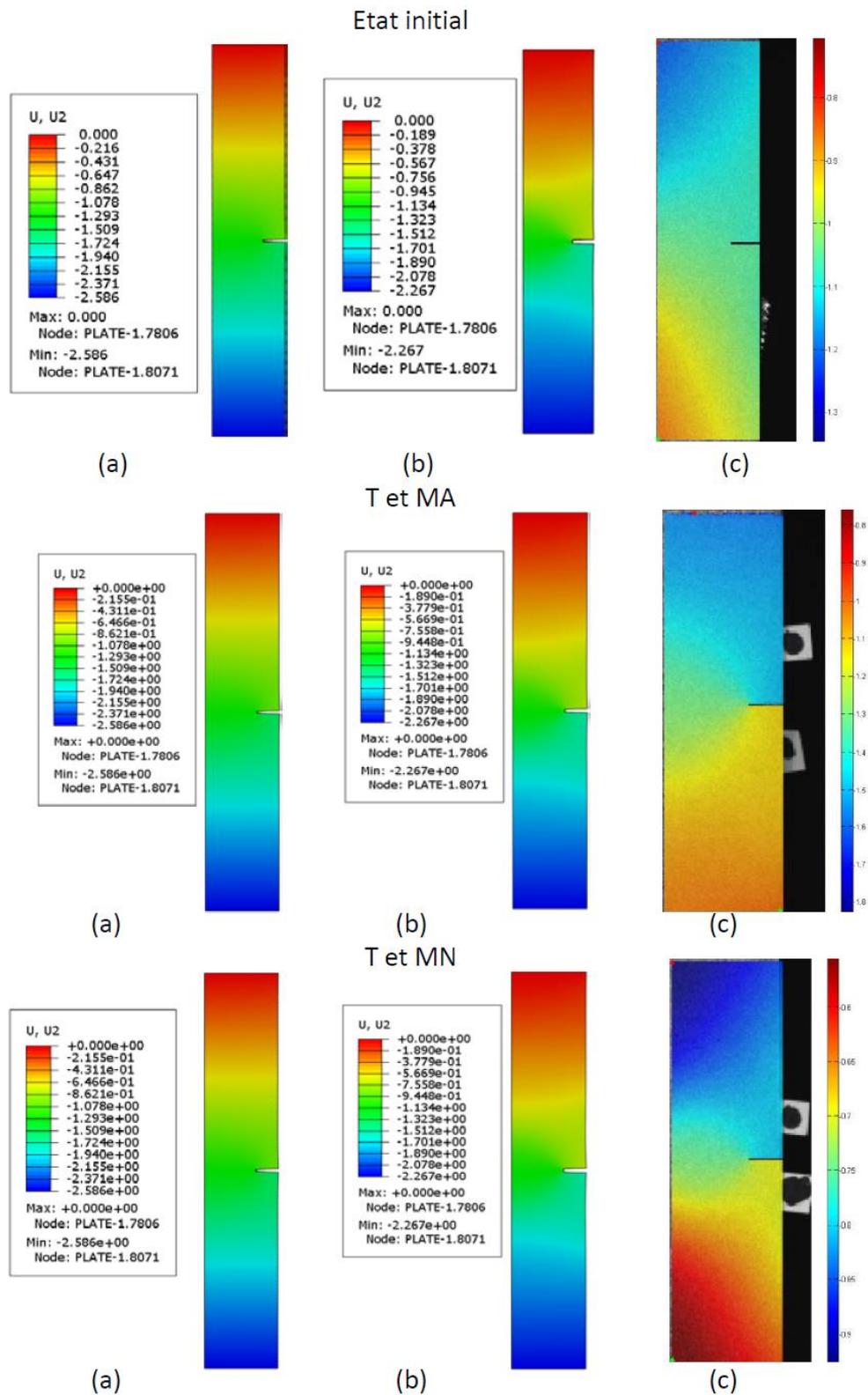


Figure III-6 : La composante V du champ de déplacement pour les trois cas (EI, T-MA et T-MN): a) Modèle élastique, b) Modèle de Ramberg-Osgood et c) DIC-Ncorr.

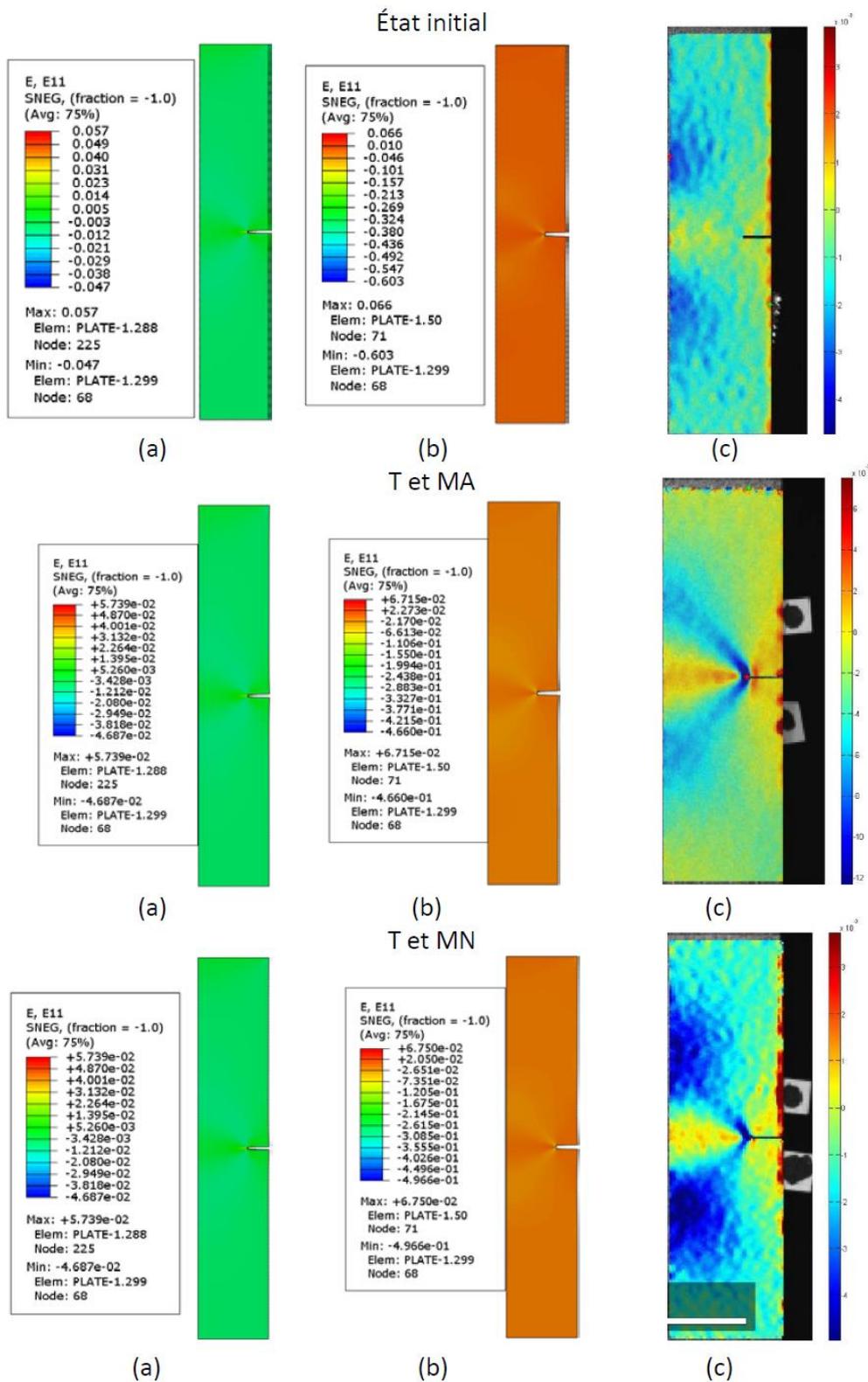


Figure III-7 : La composante ϵ_{xx} du champ de déformation pour les trois cas (EI, T-MA et T-MN): a) Modèle élastique, b) Modèle de Ramberg-Osgood et c) DIC-Ncorr.

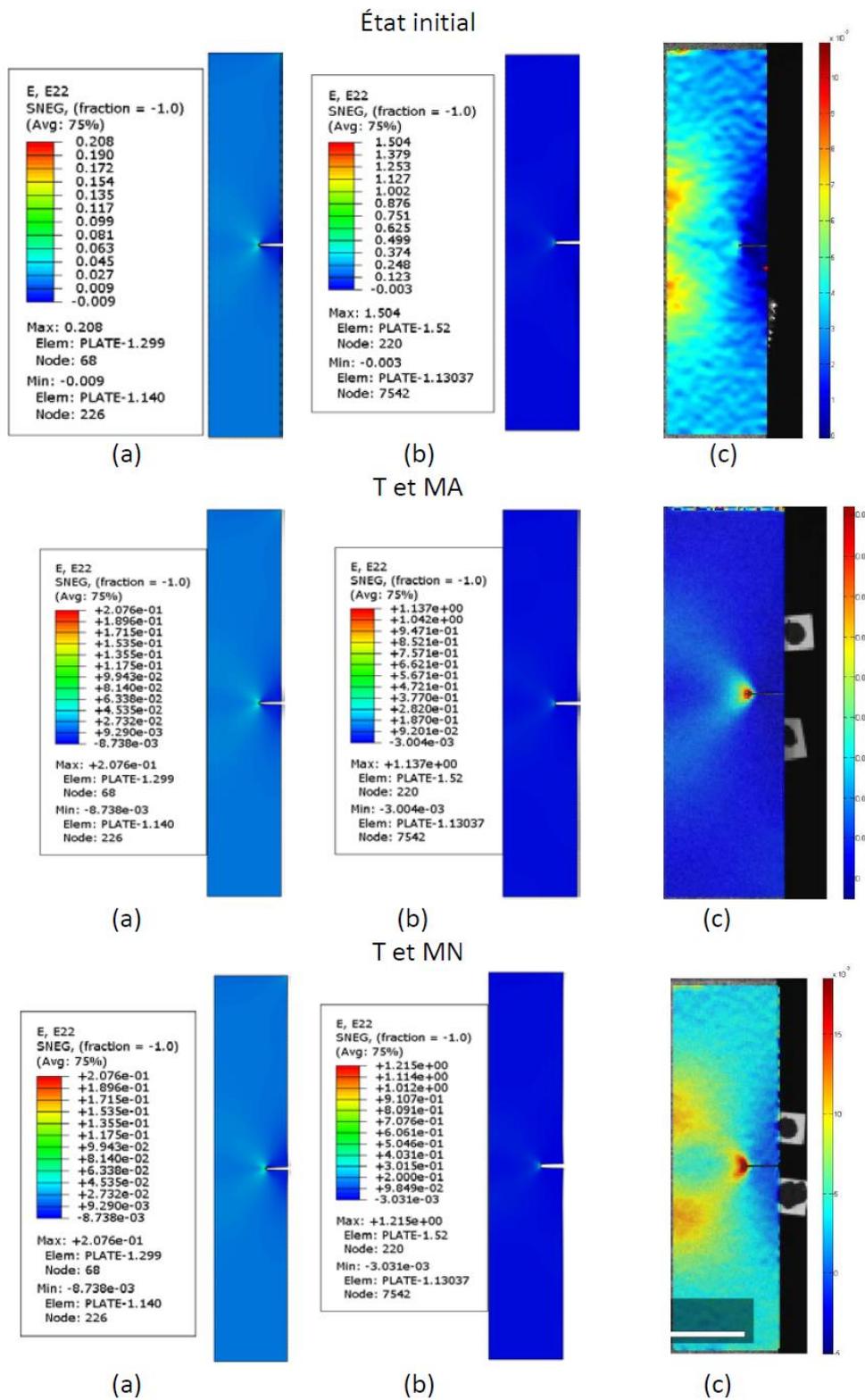


Figure III-8 : La composante ϵ_{yy} du champ de déformation pour les trois cas (EI, T-MA et T-MN): a) Modèle élastique, b) Modèle de Ramberg-Osgood et c) DIC-Ncorr.

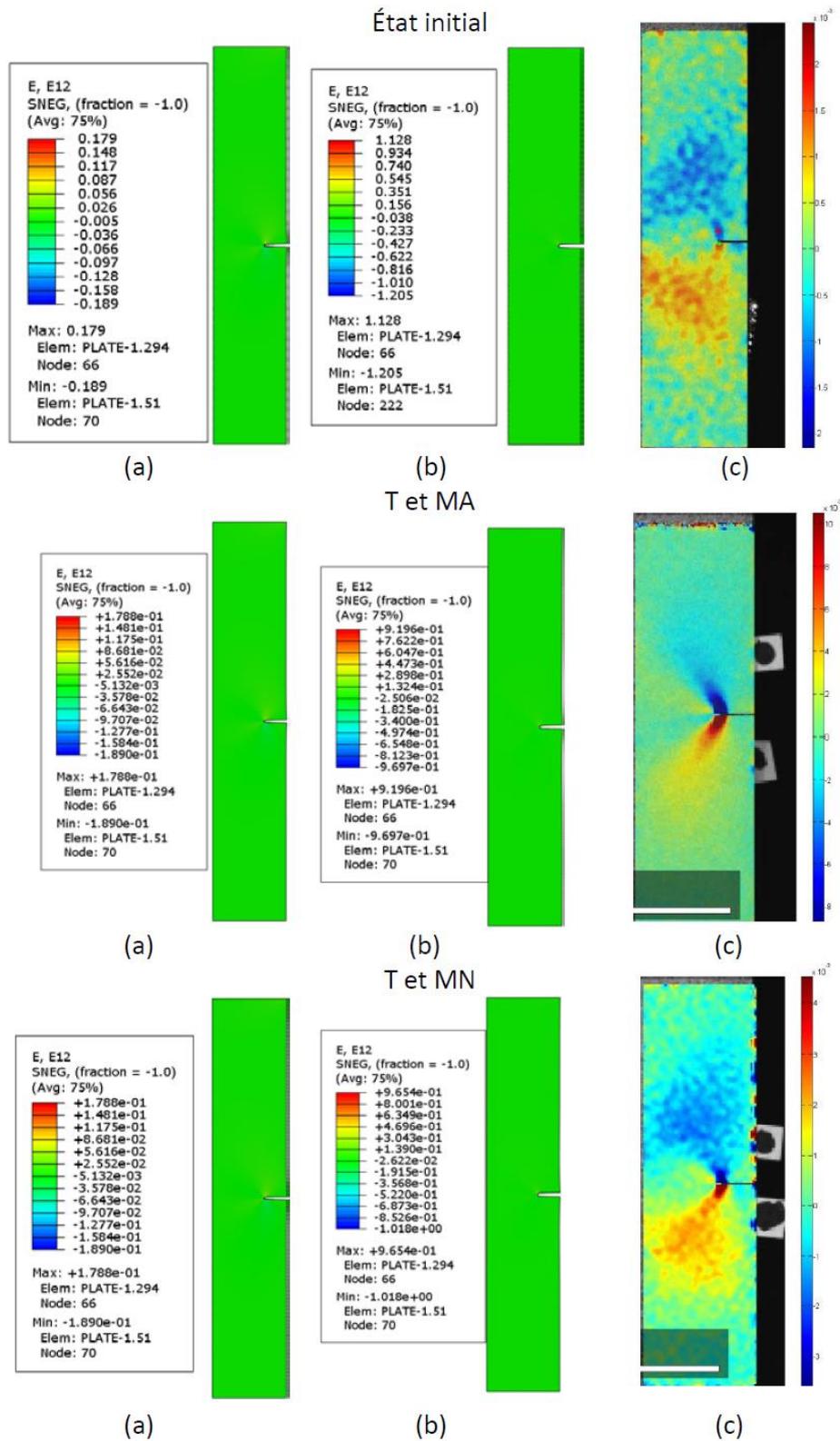


Figure III-9 : La composante ε_{xy} du champ de déformation pour les trois cas (EI, T-MA et T-MN): a) Modèle élastique, b) Modèle de Ramberg-Osgood et c) DIC-Ncorr.

Le tableau III-3 résume les valeurs max et min de déplacement et de déformation enregistrées.

Tableau III-3 : Valeurs max et min des champs de déplacement et de déformation.

État initial						
	Modèle élastique		Modèle de Ramberg-Osgood		DIC-Ncorr	
	Max	min	Max	min	max	Min
U	0.046	-0.126	0.032	-0.206	-0.7479	-1.0097
V	0.0	-2.586	0.0	-2.267	-0.8520	-1.2253
ϵ_{xx}	0.057	-0.047	0.066	-0.603	0.0029	-0.042
ϵ_{yy}	0.208	-0.009	1.504	-0.003	0.0105	-0.0014
ϵ_{xy}	0.179	-0.189	1.128	-1.205	0.0022	-0.0014
T et MA						
	Modèle élastique		Modèle de Ramberg-Osgood		DIC-Ncorr	
	Max	min	max	min	max	Min
U	0.046	-0.126	0.029	-0.196	0.136	0.011
V	0.0	-2.586	0.0	-2.267	-1.0	-1.843
ϵ_{xx}	0.058	-0.047	0.068	-0.466	0.030	-0.026
ϵ_{yy}	0.208	0.009	1.137	-0.003	0.277	-0.017
ϵ_{xy}	0.179	-0.189	0.92	-0.970	0.048	-0.066
T et MN						
	Modèle élastique		Modèle de Ramberg-Osgood		DIC-Ncorr	
	Max	min	max	min	max	Min
U	0.046	-0.126	0.029	-0.198	-0.617	-0.807
V	0.0	-2.586	0.0	-2.267	-0.535	-0.949
ϵ_{xx}	0.058	-0.047	0.068	-0.497	0.031	-0.009
ϵ_{yy}	0.021	-0.009	1.215	-0.003	0.045	-0.014
ϵ_{xy}	0.179	-0.189	0.965	-1.018	0.012	-0.009

III.4. Force et déplacement max:

La force et le déplacement max est la valeur enregistré par la machine pendant l'essai de rupture, a cette valeur l'éprouvette commence à perdre ces capacité de résistance, c'est la valeur à partir de laquelle la rupture commence et la fissure se propage. Comme la simulation est en déplacement imposée, on utilise le déplacement max comme conditions aux limites dans l'analyse numérique. Les valeurs max sont données sur le tableau III-4 pour les trois cas étudiés.

Tableau III.4. Force et déplacement max pour les trois cas.

	EI	T+MA	T+MN
Force max (KN)	16.28	16.78	15.91
Déplacement max (mm)	2.27	2.27	1.71

III.5. Valeurs du facteur d'intensité de contrainte K_I et taux de restitution d'énergie G :

Ici nous présentons les valeurs du facteur d'intensité de contrainte K_I et le taux de restitution d'énergie G donnée par l'analyse numérique dans les deux modèles élastique et le modèle de Ramberg-osgood ainsi que la formule analytique (voir chapitre I, équation 23 et 29). Les résultats sont donnés sur le tableau III-5.

Tableau III-5 : Valeurs numériques et analytiques du facteur d'intensité de contrainte K_I et le taux de restitution d'énergie G dans les trois cas (EI, T+MA et T+MN).

	Modèle élastique	Modèle de Ramberg-Osgood	Formule analytique
Etat initial			
K_I (Mpa.mm ^{1/2})	2783	--	3173.02
G (Mpa.mm ^{1/2})	221.65	128.8	144.05
T et MA			
K_I (Mpa.mm ^{1/2})	2864.5	--	3272.28
G (Mpa.mm ^{1/2})	228.65	124.45	149.21
T et MN			
K_I (Mpa.mm ^{1/2})	2373.5	--	3101.62
G (Mpa.mm ^{1/2})	142.75	85.45	121.87

III.6. Tracés de l'ouverture CTOD de la fissure en fonction du chargement pour les trois cas:

Nous présentons ici les tracés de l'ouverture CTOD en fonction du chargement ou force enregistré pendant l'essai de rupture pour les trois cas EI (voir figure III-10), T+MA (voir figure III-11) et T+MN (voir figure III-12). Les valeurs du CTOD présentés pour chaque cas ont été déterminés par l'analyse numérique par EF (modèle élastique et modèle de Ramberg-Osgood) et la technique de corrélation d'images digitales DIC-Ncorr.

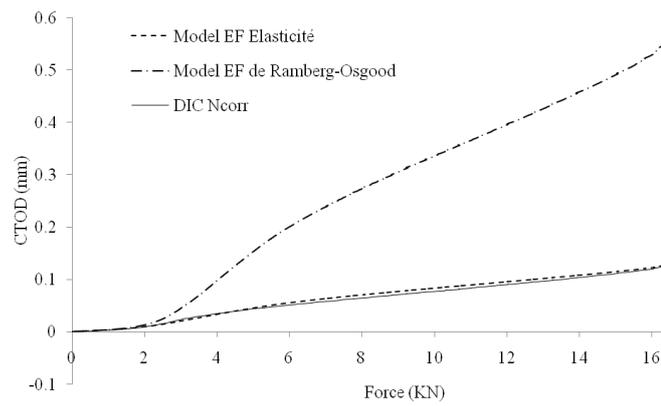


Figure III-10 : Tracé du CTOD vs Force pour le cas EI.

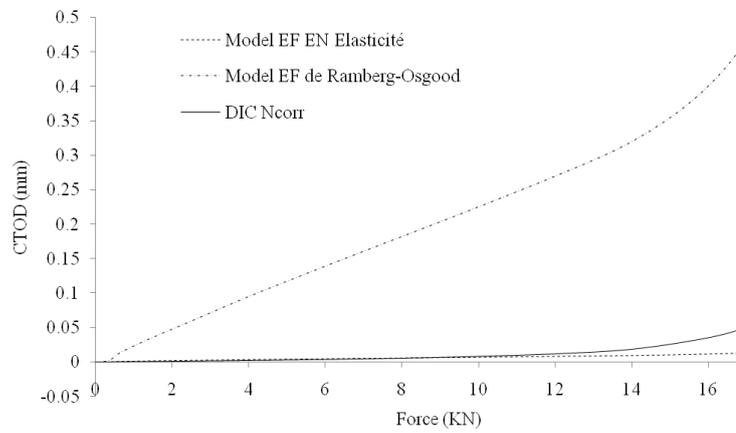


Figure III-11 : Tracé du CTOD vs Force pour le cas T et MA.

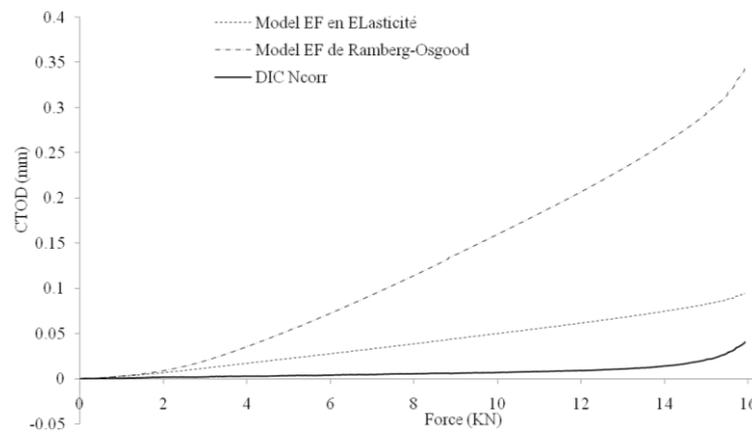


Figure III-12 : Tracé du CTOD vs Force pour le cas T et MN.

III.7. Analyse des résultats:

III.7.1. Comparaison entre valeurs numérique et expérimentaux DIC-Ncorr:

Dans ce chapitre nous avons commencé par la présentation des modèles en éléments finis (Figure III-1) ou deux modèles ont été utilisés, le premier avec une géométrie spécifique de la fissure et un maillage spécifique dédié ou calcul du J-intégrale, ce dernier permet le calcul du facteur d'intensité de contrainte K_I et le taux de restitution d'énergie G , le second modèle est similaire à la géométrie de l'éprouvette de rupture permet la détermination du champ de déplacement et de déformation et le calcul de l'ouverture CTOD. Une étude de convergence a été effectuée (figures III-2, 3), on remarque que les modèles convergent pour les valeurs les plus petites de la taille de l'élément finis dans la zone de calcul du J-intégrale et pour le dernier contour de calcul.

Trois cas ont été étudiés:

- État initial EI: c'est le cas où le matériau a été testé à son état initial (sans traitement thermique).
- T+MA: Le matériau a subi une trempe suivi d'une maturation artificielle puis testé.
- T+MN: Le matériau a subi une trempe suivi d'une maturation naturelle puis testé.

Les propriétés élastiques et elasto-plastique de Ramberg-Osgood relatives à ces trois cas sont données dans le tableau III-2.

Le champ de déplacement (avec ces deux composantes U et V dans les figures III-5 et 6) et de déformation (avec ces trois composantes ε_{xx} , ε_{yy} et ε_{xy} dans les figures III-7, 8 et 9) ont été déterminées pour les trois cas, les contours plots sont obtenus par l'analyse numériques (modèles élastique et modèle de Ramberg-Osgood) et par la technique de corrélation d'images digitales DIC-Ncorr. Les remarques suivantes ont été formulées:

- Il est clair qu'il y a visiblement des différences entre les résultats issues des modèles numériques et ceux obtenus par DIC-Ncorr sauf dans le cas T+MA.
- Ces écarts sont dus aux conditions de déroulement des essais de rupture, ceci peut être résumé dans les points suivants:
 - Le choix de la norme est critique, l'utilisation d'une éprouvette à double entaille nécessite une précision dans l'usinage de l'éprouvette, surtout les entailles.
 - La condition de symétrie n'a pas été respecté sauf dans le cas T+MA à cause des irrégularités géométrique et le choix du type de chargement.
 - Ces derniers peuvent altérer énormément les résultats ou une des deux entailles absorbe une partie importante de l'énergie transmise par la machine de traction vers l'éprouvette et montre un comportement différent à l'autre ce qui affecte la condition de la symétrie.
- Pour mieux effectuer la technique de corrélation d'image, il est important de s'assurer que l'éprouvette ne subit aucun glissement dans les mors de la machine et aucune rotation autour de son centre ou autour de son axe de symétrie.

Les valeurs du facteur d'intensité de contraintes K_I et le taux de restitution d'énergie G ont été obtenus par l'analyse numérique dans les deux modèles élastique et le modèle de Ramberg-Osgood ainsi que la formule analytique, les résultats montrent une bonne

Concordance avec des faibles différences (voir tableau III-4).

Les courbes de l'ouverture CTOD en fonction de la force appliquée ont été obtenues par analyse numérique par les deux modèles élastique et le modèle de Ramberg-Osgood et par la technique de corrélation d'images digitales DIC-Ncorr, on remarque que les valeurs du CTOD donnée par le modèle élastique et ceux de la technique de corrélation d'images sont plus proches.

III.7.2. Comparaison entre les résultats relatives aux différents cas (EI, T+MA et T+MN):

Les tracées du contour du champ de déplacement et de déformation servent plus pour validation entre résultats numériques et expérimentaux, un post-processing de ces résultats pour le calcul de paramètres (K_I , G et CTOD) demande un effort supplémentaire et peuvent faire l'objet d'un projet de mémoire à part. Des critiques ont été réalisées sur ces résultats (paragraphe III.6.1) et ces résultats doivent être améliorés en faisant des choix sur la norme et les conditions de réalisation de l'essai de rupture.

Les valeurs du CTOD sont extraites des résultats du champ de déplacement, ces valeurs sont affectées par la qualité de ces derniers et ne peuvent pour le moment être considérées comme paramètre de rupture de base pour comparer les trois cas étudiés.

Compte aux valeurs du facteur d'intensité de contraintes K_I et taux de restitution d'énergie G , les valeurs obtenues par l'analyse numérique et la formule analytique se sont avérées comparables et peuvent pour le moment être considérées comme paramètres de rupture de base pour comparer les trois cas étudiés. En analysant ces résultats on peut dire ceci:

- $K_{\text{élastique-T+MA}} > K_{\text{élastique-Ei}} > K_{\text{élastique-T+MN}}$.
- $G_{\text{élastique-T+MA}} > G_{\text{élastique-Ei}} > G_{\text{élastique-T+MN}}$.
- $G_{\text{Ramberg-Osgood-T+MA}} > G_{\text{Ramberg-Osgood-Ei}} > G_{\text{Ramberg-Osgood-T+MN}}$.
- $K_{\text{Analytique-T+MA}} > K_{\text{Analytique-Ei}} > K_{\text{Analytique-T+MN}}$.
- $G_{\text{Analytique-T+MA}} > G_{\text{Analytique-Ei}} > G_{\text{Analytique-T+MN}}$.

Cependant il n'est clair que le cas T+MA donne les plus grandes valeurs de K_I et G donc le traitement thermique de trempe suivie d'une maturation artificielle donne une résistance supérieure à la fissuration, ceci a été confirmé par les valeurs de force max (voir tableau III-4).

Conclusion générale

Conclusion générale

Ce projet de mémoire de Master entre dans le domaine de la mécanique de la rupture, une étude expérimentale et numérique a été menée, le but est d'étudier l'influence du traitement thermique sur la résistance à la fissuration d'un alliage d'aluminium de la série 2000 disponible dans le marché sous forme de plaque de faible épaisseur. Pour cela, trois cas ont été considérées, le premier cas correspond au teste du matériau a son état initial non traité, le second cas dont l'alliage subie une trempe suivie d'une maturation artificielle et le troisième cas correspond au cas où l'alliage subie une trempe suivie d'une maturation naturelle.

Des éprouvettes de traction et de rupture ont été usinées pour les trois cas étudiés (deux pour traction et une pour rupture), ces derniers ont été sollicités à la traction et les propriétés mécaniques et elasto-plastique ont été déterminées pour chaque cas. Les essais de rupture ont été aussi effectués sur une machine de traction et assistés par la technique de corrélation d'images digitales sur le code Matlab Ncorr, cette dernière permet l'extraction du champ de déplacement, de déformation et l'ouverture CTOD de la fissure pour chaque cas, ces résultats sont très importante pour la détermination des paramètres de rupture par calcul du J-intégrale, ceci nécessite un travail de programmation considérable.

Une analyse numérique par élément finis a été effectuée, le code de calcul par éléments finis ABAQUS a été utilisé ou deux modèles ont été considérés, le premier est le modèle élastique et le second est le modèle élasto-plastique de Ramberg-Osgood implémenté dans le code, les propriétés mécaniques de l'alliage ont été affectés à ces modèles. Le but est de simuler les essais de rupture, l'extraction de données comme le champ de déplacement, le champ de déformation et l'ouverture CTOD de la fissure constituent une validation des résultats expérimentaux obtenus par la technique de corrélation d'images digitales, des paramètres de rupture comme le facteur d'intensité de contrainte K_I et le taux de restitution d'énergie G peuvent être déterminés par la méthode du J-intégrale dans l'analyse numérique, ces derniers facteurs déterminés pour chaque cas ont été confrontés à leur valeurs correspondantes obtenus par des formules analytiques fournis par la norme de rupture. En analysant les résultats du champ de déplacement et de déformations, les remarques suivantes ont été formulées:

- On a observé des différences entre les résultats issues des modèles numériques et ceux obtenus par DIC-Ncorr sauf dans le cas T+MA. Ces écarts sont dus aux conditions de déroulement des essais de rupture, ceci peut être résumé dans les points suivants:
 - Le choix de la norme est critique, l'utilisation d'une éprouvette à double entaille nécessite une précision dans l'usinage de l'éprouvette, surtout les entailles.
 - La condition de symétrie n'a pas été respecté sauf dans le cas T+MA à cause des irrégularités géométrique et le choix du type de chargement. Ces derniers peuvent altérer énormément les résultats ou une des deux entailles absorbe une partie importante de l'énergie transmise par la machine de traction

Conclusion générale

vers l'éprouvette et montre un comportement différent à l'autre entaille ce qui affecte la condition de la symétrie.

- Pour mieux effectuer la technique de corrélation d'image, il est important de s'assurer que l'éprouvette ne subit aucun glissement dans les mors de la machine et aucune rotation autour de son centre ou autour de son axe de symétrie.

Pour corriger ces erreurs dans un travail futur il faut considérer ces différentes mesures:

- Il faut faire un bon choix de la norme de rupture, des normes comme la flexion trois points ou de traction à une entaille et à chargement sur pin fixe peuvent constituer des bonnes alternatives.
- Un usinage précis permet l'obtention des tolérances prononcés dans la norme et donc éviter d'éventuelle erreurs géométriques et absence de symétries.

Cependant il est clair que le deuxième cas (trempé plus maturation artificielle) a donné les plus grandes valeurs de K_I et G donc le traitement thermique de trempé suivie d'une maturation artificielle donne une meilleure résistance à la fissuration par rapport aux autres traitements considérés.

Annexe

1- Détermination de l'exposant n et coefficient α d'érouissage

La courbe contrainte-deformation réelle peut être représentée par la relation Ramberg-Osgood.

$$\tilde{\varepsilon} = \frac{\tilde{\sigma}}{E} + \left(\frac{\tilde{\sigma}}{H}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (31)$$

Ou :

$$\text{La déformation réelle } \tilde{\varepsilon} : \quad \tilde{\varepsilon} = \ln(1 + \varepsilon)$$

$$\text{La contrainte réelle } \tilde{\sigma} : \quad \tilde{\sigma} = \sigma(1 + \varepsilon)$$

Où H est le coefficient de résistance et n est l'exposant d'érouissage par déformation. La déformation réelle totale $\tilde{\varepsilon}$, peut être décomposée en composantes élastiques $\tilde{\varepsilon}_e$, et plastiques $\tilde{\varepsilon}_p$.

$$\tilde{\varepsilon} = \tilde{\varepsilon}_e + \tilde{\varepsilon}_p \quad (32)$$

Dans la relation Ramberg-Osgood, ces deux souches sont considérées séparément. La Contrainte élastique est liée à la contrainte réelle par la loi de Hooke alors qu'une relation de loi de puissance est utilisée pour la contrainte plastique.

$$\tilde{\sigma} = H \tilde{\varepsilon}_p^n \quad (33)$$

Où H et n sont obtenus par la ligne de meilleur ajustement en log-log coordonnée de $\tilde{\sigma}$ vs $\tilde{\varepsilon}_p$. Le H peut également être estimé à partir de la relation suivante :

$$H = \frac{S_Y}{\tilde{\varepsilon}_{yp}^n} \quad (34)$$

Où $\tilde{\varepsilon}_{yp} = 0,002$ est la véritable déformation plastique décalée correspondent à la limite d'élasticité S_Y [31].

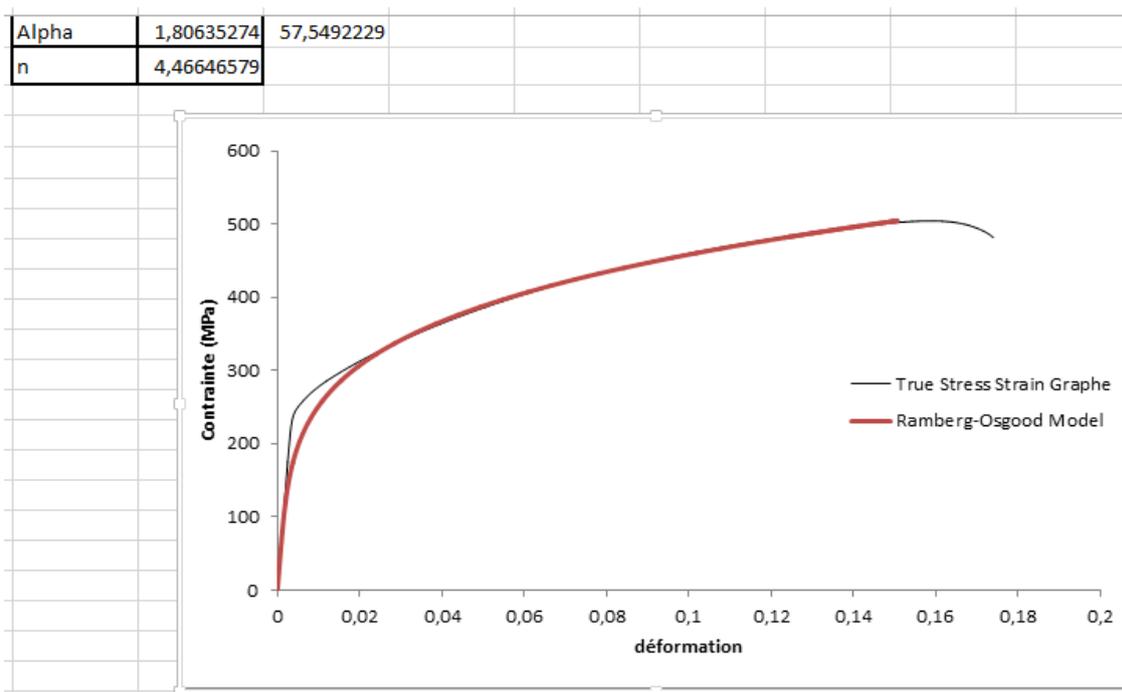


Figure A-1 : La courbe de contrainte-déformation vraie et de Ramberg-Osgood de pour l'état maturation artificielle

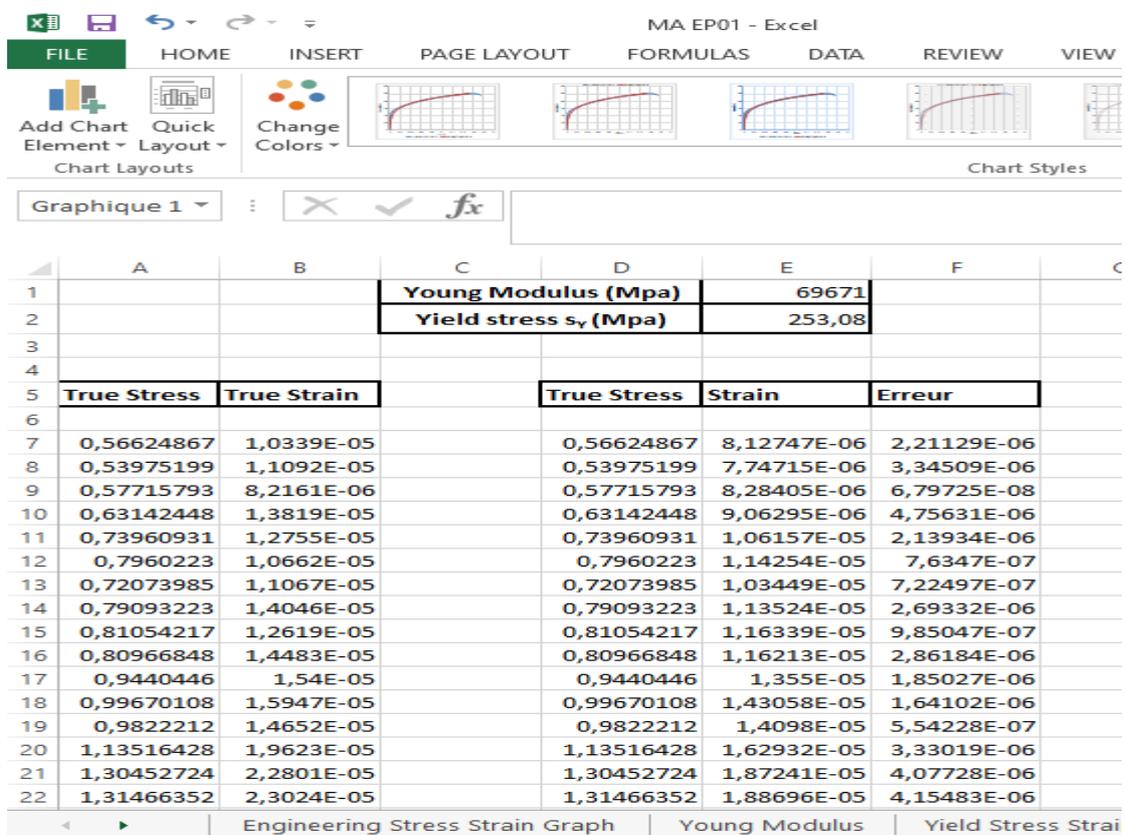


Figure A-2 : les données de calculs sur Excel

Bibliographie

Bibliographie

- [1]: DJABRI KHAWLA ,Mémoire de master, Université de Larbi Tbessi de Tébessa, Département physique
- [2]: A. ALBOU: Influence de l'orientation cristalline sur les microstructures de déformation et l'adoucissement des alliages Al-Mn, Ecole nationale supérieure des Mines de Saint-Etienne, (2010).
- [3]: Thèse Doctorat N. RADUTOIU « INFLUENCE DES TRAITEMENTS THERMIQUES SUR LE COMPORTEMENT EN CORROSION A L'ECHELLE LOCALE DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM EN AW 2024». Institut National Polytechnique de Toulouse.
- [4]: A. Wilm, Recherche sur la métallurgie physique des alliages d'aluminium Magnésium, Métallurgie 8, 225 (1911).
- [5]: H.K. Hardy and T.J. Heal: Report on precipitation, Progress in Metal Physics V, 143-278 (1954).
- [6]: A. Guedri « Conception et simulation numérique des caractéristiques mécanique des pipelines ». These Doctorate: Université Badji Mokhtar. (2008).
- [7]: G. Irwin, «Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate, » J. Appl. Mech, vol. 24, pp. 361-364, (1957).
- [8]: N. PINDRA, «Etude de l'évolution de la déformation du front d'une fissure,» (2009).
- [9]: R. P. Reed et al., NBS Special Publication 647-1, Washington, (1983).
- [10]: J.E. GORDON, The science of structures and Materials, (1988).
- [11]: A. A. Griffith, Philosophical Transactions, Series A, Vol. 221, pp. 163-198, (1920).
- [12]: G. R. Irwin, "Fracture Dynamics," Fracturing of Metals, American Society for Metals, Cleveland, (1948).
- [13]: E. Orowan, "Fracture and Strength of Solids," Report of Progress in Physics, Vol. 12, (1949).
- [14]: David Roylance. "Introduction to Fracture Mechanics". Department of Materials Science and Engineering Massachusetts Institute of Technology; Cambridge, MA 02139, June 14, (2001).
- [15]: Barsom, J.M., ed., Fracture Mechanics Retrospective, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1987).
- [16]: Mendenhall, W., R.L. Scheaffer and D.D. Wackerly, Mathematical Statistics with Tetelman, A.S., and A.J. McEvily, Jr., Fracture of Structural Materials, Wiley, New York,(1967).
- [17]: Dassaut. PDF documentation. ABAQUS 6.12.

Bibliographie

- [18]: Hiroshi Tada, ASME press, George Rankin Irwin-Stress analysis of Cracks Handbook, Third Edition -American Society of Mechanical Engineers (2000).
- [19]: O. L. Bowier, "Rectangular Tensile Sheets with Symmetric Edge Cracks," Trans. ASME, Ser. E, Journal of Applied Mechanics, Vol. 31, p. 208, (1964).
- [20]: Y. Yamamoto and N. Tokuda, "Determination of Stress Intensity Factors in Cracked Plates by the Finite Element Method," NAUT Report No. 4003, Dept. of Naval Architecture, University of Tokyo, (1972).
- [21]: G. R. Irwin, "Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Transversing a Plate," Transactions, ASME, Journal of Applied Mechanics, Vol. 24, p. 361, (1957).
- [22]: W. F. Brown, Jr. and J. E. Srawley, "Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials," ASTM STP 410, (1966).
- [23]: H. Tada, P. C. Paris, and G. R. Irwin, The Stress Analysis of Cracks Handbook, 1st Ed. Del Research Corporation, Hellertown. PA. (1973).
- [24]: Justin Blaber, Antonia Antoniou. Ncorr (Version 1.2) Instruction Manual. Georgia Institute of Technology (8/7/2014).
- [25]: Václav Nežerka. Ncorr_post (Version 1.1) open-source Digital Image Correlation (DIC) post-processing tool, Instruction Manual. Department of Mechanics, FCE, CTU in Prague (7/2014).
- [26]: Václav Nežerka. Ncorr_post_CSTool (Version 1.1) open-source Digital Image Correlation (DIC) post- processing tool to extract and display strains in a cross-section, Instruction Manual. Department of Mechanics, FCE, CTU in Prague (8/2015).
- [27]: A. E. /. E8M-16a, «Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, » ASTM International, West Conshohocken, PA, www.astm.org, (2016).
- [28]: A. E. /. E647, «Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates» ASTM International, West Conshohocken, PA, www.astm.org, (2001).
- [29] : Mémoire de Magistère, B. Chaouche, K. Mimoune. «Influence des traitements thermiques sur les propriétés de l'alliage d'aluminium 2xxx et le champ de déformation".USTHB, Alger, (2019).
- [30]: Dassaut. PDF documentation. ABAQUS 6.12.
- [31]: An Estimation of Ramberg-Osgood Constants for Materials with and without Luder's Strain Using Yield and Ultimate Strengths,Pranav S. Patwardhana , Rajprasad A. Nalavdea and Daniel Kujawski.