

École Nationale Polytechnique d'Alger



Département de Métallurgie

Mémoire de projet de fin d'études

Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en génie des matériaux

***Simulation de la fatigue thermique
des aciers inoxydables austénitiques
316L et duplex 2205***

Présenté et soutenu publiquement

Mohamed Elamine BOUALOUACHE

Sous la direction de M. Kamel ABADLI Docteur

Composition du Jury :

Président	M. M LARIBI	Professeur	ENP
Rapporteur/ Promoteur	M. K ABADLI	Docteur	ENP
Examineurs	M. M E DJEGHLAL	Professeur	ENP
	M. M KASSER	Professeur	ENP

École Nationale Polytechnique d'Alger



Département de Métallurgie

Mémoire de projet de fin d'études

Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en génie des matériaux

***Simulation de la fatigue thermique
des aciers inoxydables austénitiques
316L et duplex 2205***

Présenté et soutenu publiquement

Mohamed Elamine BOUALOUACHE

Sous la direction de M. Kamel ABADLI Docteur

Composition du Jury :

Président	M. M LARIBI	Professeur	ENP
Rapporteur/ Promoteur	M. K ABADLI	Docteur	ENP
Examineurs	M. M E DJEGHLAL	Professeur	ENP
	M. M KASSER	Professeur	ENP

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail aux personnes les plus
chères que je possède au monde :

Aux meilleurs parents du monde.

À mes frères et sœurs.

À toute ma famille.

À mon encadreur, monsieur Kamel ABADLI.

À ma famille de la promotion 2015-2018 génie
des matériaux de l'École Nationale Polytechnique.

À mes biens chers amis spécialement OUSSAMA.

Mohamed Elamine

Remerciements

Tout d'abord nous remercions Allah le tout puissant de nous avoir donné le courage et la patience de mener à bien notre projet de fin d'études.

À Monsieur K. ABADLI, mon promoteur. Je vous exprime toute ma reconnaissance pour votre aide, vos nombreux conseils, et votre bonne humeur.

Soyez assuré de tout mon respect et de ma profonde gratitude.

Je remercie le professeur M. LARIBI pour l'honneur qu'il me fait de présider le jury et les membres du jury monsieur le Professeur M.E. DJEGHLAL et Monsieur le professeur M. KASSER pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail.

Je remercie enfin tous les enseignants qui ont contribué à ma formation durant toute ma scolarisation.

Mohamed Elamine BOUALOUACHE

ملخص :

الهدف من مشروعنا هو مقارنة سلوك التعب الحراري لنوعين من الفولاذ المقاوم للصدأ (الأوستينوفيري تي 2205 والأوستينيتي 316) لهذا، قمنا بتصميم ومحاكاة للتجربة من أجل تحديد معايير التعب وقد استخدمت هذه المحاكات لتحديد مدة الخدمة باستخدام برنامج COMSOL Multiphysics والذي يعتمد على طريقة العناصر المحددة، قمنا بإجراء المحاكاة لتتبع توزيع درجات الحرارة، والتشوهات والتحويلات خلال دورة، وكذلك حساب معلمات قانون باريس للتصدع.

الكلمات الدالة: الفولاذ المقاوم للصدأ، التعب الحراري، الإجهاد الحراري، التشقق، المحاكاة، طريقة العناصر المحددة.

ABSTRACT :

The objective of our project is to compare the thermal fatigue behavior of the two types of stainless steels (duplex 2205 and austenitic 316L).

For this, we modeled and simulated the service conditions in order to determine the fatigue parameters. These were used to determine the service life. Using the COMSOL Multiphysics 5.2 software, which is based on the finite element method, we performed the simulation to track temperature distributions, stresses and deformations during a cycle, as well as calculate the parameters of the law of Paris for cracking.

Key words: stainless steels, thermal fatigue, thermal stress, cracking, simulation, finite element method.

Résumé

L'objectif de notre projet est de comparer le comportement en fatigue thermique des deux types d'aciers inoxydables (duplex 2205 et austénitique 316L).

Pour cela, nous avons modélisé et simulé les conditions de service dans le but de déterminer les paramètres de la fatigue. Ces derniers ont servi à la détermination de la durée de vie. À l'aide du logiciel COMSOL Multiphysics 5.2 qui se base sur la méthode des éléments finis, nous avons effectué la simulation pour suivre les distributions de la température, les contraintes et les déformations durant un cycle, ainsi que nous avons calculé les paramètres de loi de Paris pour la fissuration.

Mots clés : aciers inoxydables, fatigue thermique, contraintes thermiques, fissuration, simulation, Méthode des éléments finis.

TABLES DES MATIERES

LISTE DES TABLEAUX

LISTE DES FIGURES

LISTE DES SYMBOLES

INTRODUCTION GENERALE12

Partie bibliographique

Chapitre I : La fatigue thermique

I.1	Introduction.....	15
I.2	Définition.....	15
I.3	Les contraintes thermiques	16
I.4	Mécanisme de la fatigue thermique.....	18
I.5	Étude de l'endommagement par FT.....	19
I.6	La fissuration d'origine thermique	20
I.6.1	L'amorçage.....	21
I.6.1.1	Amorçage sous contrainte thermique cyclique.....	22
I.6.1.2	Amorçage par la fragmentation cellulaire de la couche d'oxyde.....	23
I.6.2	La propagation.....	23
I.7	Facteurs de la fatigue thermique.....	26
I.7.1	Les variations de température.....	26
I.7.2	Le temps de maintien.....	26
I.7.3	Facteur d'environnement.....	26
I.7.4	Facteurs thermiques.....	26
I.7.5	Facteurs mécaniques.....	27
I.7.6	Facteurs géométriques.....	27
I.7.7	Facteurs métallurgiques.....	27
I.8	Étude de la durée de vie en FT	28

Chapitre II : Modélisation numérique

II.1	Introduction :.....	30
II.2	Définition de la modélisation.....	30
II.3	Avantages de la modélisation numérique	31
II.4	Domaine d'application	31
II.5	Les méthodes de discrétisation.....	31
II.5.1	Les différences finies.....	31
II.5.2	Les volumes finis.....	32
II.5.3	Les éléments finis	32
II.6	Démarche de l'ingénieur numérique.....	32
II.7	Méthode des éléments finis.....	32

II.7.1	Définition.....	32
II.7.2	Historique	32
II.7.3	Principe général	33
II.7.4	Dimensions	34
II.8	Choix du maillage et discrétisation	34
II.8.1	Choix d'un maillage	34
II.8.2	Fonctions de base	34
II.8.3	Discrétisation :.....	35
II.8.4	Problème sous forme matricielle.....	35
II.8.5	Algorithme.....	36
II.8.5.1	Principe	37
II.8.5.2	Les difficultés.....	37
II.9	Logiciels des éléments finis	37

Chapitre III : Les aciers inoxydables

III.1	Introduction	39
III.2	Diagramme d'équilibre Fe-Cr	39
III.3	Diagramme d'équilibre Fe-Ni	40
III.4	Système fer-chrome-carbone	41
III.5	Système fer-chrome-nickel.	41
III.6	Les aciers inoxydables duplex	42
III.6.1	Classification des aciers duplex.....	42
III.6.2	Structure métallurgique.....	43
III.6.3	Propriétés physiques des aciers duplex.....	44
III.6.4	Propriétés mécaniques des aciers duplex.....	45
III.6.5	Résistance à la corrosion des aciers duplex	46
III.7	Les aciers inoxydables austénitiques :	47
III.7.1	Structure des aciers austénitiques	47
III.7.2	Propriétés des aciers austénitiques	48
III.7.2.1	Propriétés mécaniques.....	48
III.7.2.2	Propriétés physiques :	49
III.7.2.3	Résistance à la corrosion :	49

Partie Travaux et résultats

Chapitre IV : Méthode et outils de la simulation

IV.1	COMSOL Multiphysics 5.2	53
IV.1.1	Avantages.....	53
IV.1.2	Interface de logiciel	53
IV.1.3	La fonction « définitions ».....	54
IV.1.4	Choix des modules physique	54
IV.1.5	Choix du type d'étude.....	55
IV.1.6	Géométrie.....	56
IV.1.7	Choix du matériau.....	56

IV.1.8	Le maillage	57
IV.1.9	Calcul	58
IV.1.10	Affichage et export des résultats.....	58
IV.2	Travail et calcul.....	59
IV.2.1	Eprouvettes de l'étude	59
IV.2.2	Simulations de la fatigue.....	60
IV.2.2.1	Conditions initiales et conditions aux limites	61
IV.2.2.2	Les équations utilisées.....	61
IV.2.2.3	Le cycle thermique :.....	61
IV.2.2.4	Simulation de la durée de vie en fatigue	62
IV.2.2.5	Equation mathématique.....	62
IV.2.2.6	Les paramètres de la fatigue.....	62

Chapitre V :Simulation de la fatigue thermique résultats et interprétations

V.1	Distribution de la température.....	65
V.1.1	Acier duplex 2205 :	65
V.1.2	Acier austénitique 316L :	67
V.1.3	Interprétation	68
V.2	Distribution des contraintes.....	68
V.2.1	Acier duplex 2205	69
V.2.2	Acier austénitique 316L	70
V.2.3	Interprétation	71
V.3	Distribution des déformations	72
V.3.1	Acier duplex 2205	72
V.3.2	Acier austénitique 316L	74
V.3.3	Interprétation	75
V.4	Durée de vie	75

Chapitre VI :Analyse de la fissuration par fatigue thermique

VI.1	Détermination de la loi de Paris.....	79
VI.1.1	Principe de calcul.....	79
VI.1.2	Etablissement de la relation $\Delta K=f(\bar{a})$	79
VI.2	Résultats	81
VI.2.1	Aciers duplex 2205	81
VI.2.2	Acier austénitique 316L	84
VI.3	Interprétation et comparaison	86
CONCLUSION GENERALE		87
BIBLIOGRAPHIE		88

LISTE DES TABLEAUX

Tableau III.1 : Composition chimique de quelques nuances d'aciers duplex	42
Tableau III.2 : propriétés physiques et la teneur en ferrite	45
Tableau III.3 : propriétés mécaniques et la teneur en ferrite	45
Tableau III.4 : Quelques propriétés mécaniques selon la spécification ASTM pour tôles en aciers austéno-ferritiques	45
Tableau III.5 : Aciers inoxydables austénitiques courants	47
Tableau III.6 : Propriétés mécaniques des aciers austénitiques (valeurs minimales)	49
Tableau III.7 : Principales propriétés physiques des aciers inoxydables austénitiques.	49
Tableau IV.1 : composition chimique de l'acier inoxydable duplex 2205	60
Tableau IV.2 : composition chimique de l'acier inoxydable 316L	60
Tableau IV.3 caractéristiques mécaniques et physiques de l'acier inoxydable duplex 2205	60
Tableau IV.4 caractéristiques mécaniques et physiques de l'acier inoxydable 316L ...	60
Tableau IV.5 : Les propriétés de la fatigue pour l'acier duplex 2205 et l'acier 316L ..	63
Tableau VI.1 longueurs moyennes des fissures en fonction de nombre de cycle pour la pièce en acier duplex 2205	80
Tableau VI.2 longueurs moyennes des fissures en fonction de nombre de cycle pour la pièce en acier austénitique 316L	80
Tableau VI.3 Résultats de calcul pour l'acier duplex 2205	82
Tableau VI.4 Résultats de calcul pour l'acier austénitique 316L	84

LISTE DES FIGURES

Figure I.1 : Fatigue Thermique	16
Figure I.2 : Mécanisme de la fatigue thermique	19
Figure I.3 Schéma d'illustration du déroulement d'une étude de FT	20
Figure I.4 Types de faïençage	20
Figure I.5 Fissure macroscopique ou macrofissure sur un disque de frein	21
Figure I.6 Stades I et II de la propagation de fissures en fatigue	22
Figure I.7 : Mécanisme d'amorçage des fissures sous contrainte thermique cyclique ..	23
Figure I.8 : Amorçage de microfissures par formation d'intrusions et extrusions	23
Figure.I.9 : Régimes de propagation des fissures de fatigue	24
Figure. I.10 .Phénomène de fermeture de la fissure.....	25
Figure III.1 : Diagramme d'équilibre Fe-Cr	40
Figure III.2 : Diagramme Fe-Ni	40
Figure III.3 : Projection sur le plan température/teneur en chrome des coupes du diagramme Fe-Cr-C pour des teneurs croissantes en carbone	41
Figure III.4 : Coupe du diagramme Fe-Cr-Ni pour 65% de Fe	42
Figure III.5 : Microstructure type d'un acier duplex laminé	44
Figure III.6 : (a) Résilience d'aciers inoxydables duplex ; (b) effet de la ferrite sur les propriétés de résilience des aciers inoxydables duplex	46
Figure III.7 : Structure d'un acier inoxydable austénitique	47
Figure III.8 : Influence de la teneur en chrome sur l'allure des courbes de polarisation anodiques $i = f(E)$ de deux alliages Fe-Cr-Ni en milieu sulfurique	50
Figure IV.1 : capture d'écran de l'interface du logiciel COMSOL Multiphysics 5.2 ...	54
Figure IV.2 : capture d'écrans de l'étude <temporel> utilisée à COMSOL multiphysics	55
Figure IV.3 : capture d'écrans de l'étude <fatigue> utilisée à COMSOL multiphysics	55
Figure IV.4 : captures d'écran des géométries utilisées	56
Figure IV.5 capture d'écran de l'explorateur des matériaux	57
Figure IV.6 discrétisation en éléments tétraédriques	58
Figure IV.7 capture d'écran de l'explorateur des résultats	59
Figure IV.8 : capture d'écran des équations utilisées pour le calcul du transfert thermique de conduction	61
Figure IV.9 : capture d'écran de l'équation utilisée pour le calcul du transfert thermique de convection	61
Figure IV.10 cycle thermique utilisé à la simulation	62
Figure IV.11 : capture d'écran de l'équation de SWP utilisée pour le calcul de la durée de vie	62

Figure IV.12 : capture d'écran de la liste des propriétés du matériau pour la fatigue ...	63
Figure V.1 distribution de la température de la pièce cylindrique creuse en acier duplex 2205	65
Figure V.2 distribution de la température pour la pièce parallélépipédique en acier duplex 2205	66
Figure V.3 distribution de la température de la pièce cylindrique creuse en acier austénitique 316L	67
Figure V.4 distribution de la température pour la pièce parallélépipédique en acier austénitique 316L	68
Figure V.5 distribution des contraintes pour la pièce cylindrique creuse en acier duplex 2205	69
Figure V.6 distribution des contraintes pour la pièce parallélépipédique en acier duplex 2205	70
Figure V.7 distribution des contraintes pour la pièce cylindrique creuse en acier austénitique 316L	70
Figure V.8 distribution des contraintes pour la pièce parallélépipédique en acier austénitique 316L	71
Figure V.9 distribution des déformations pour la pièce cylindrique creuse en acier duplex 2205	72
Figure V.10 distribution des déformations pour la pièce parallélépipédique en acier duplex 2205	73
Figure V.11 distribution des déformations pour la pièce cylindrique creuse en acier austénitique 316L	74
Figure V.12 distribution des déformations pour la pièce parallélépipédique en acier austénitique 316L	75
Figure V.13 la durée de vie de la pièce cylindrique en acier duplex 2205	76
Figure V.14 la durée de vie de la pièce cylindrique en acier austénitique 316L	76
Figure VI.1 longueur de fissures en fonction de nombre de cycles pour les deux pièces	81
Figure VI.2 Vitesse de propagation en fonction de nombre de cycles pour l'acier duplex 2205	82
Figure VI.3 Courbe bilogarithmique $\log (da/dN)= f (\log (\Delta K))$ pour l'acier duplex 2205	83
Figure VI.4 Vitesse de propagation en fonction de nombre de cycles pour l'acier austénitique 316L	84
Figure VI.5 Courbe bilogarithmique $\log (da/dN)= f (\log (\Delta K))$ pour l'acier austénitique 316L	85

LISTE DES SYMBOLES

α : le coefficient d'expansion thermique (k^{-1})

ε_{th} : l'expansion thermique.

ΔT : la variation de température causant l'expansion.

σ_r : la contrainte radiale (MPa).

σ_t : la contrainte tangentielle (MPa).

α : coefficient d'expansion linéaire thermique (K^{-1}).

E : module de Young (GPa).

ν : coefficient de Poisson.

$T(r)$: température (K).

r : le rayon (mm).

r_1 : le rayon intérieur du tube (mm).

r_0 : le rayon extérieur du tube (mm).

σ_{phase} : contrainte moyenne dans une phase.

σ_m : contrainte macroscopique dans une phase.

$\sigma_{\mu'}$: contrainte microscopique dans une phase.

α : facteur géométrique qui dépend des conditions de chargement

C : paramètre de loi de Paris.

m : exposant de loi de Paris.

ε_f^2 : coefficient de ductilité du matériau.

σ_f' : coefficient de résistance à la fatigue du matériau.

b : exposant de résistance à la fatigue

c : exposant de ductilité.

INTRODUCTION GENERALE

La durée de vie des matériaux est un facteur stratégique très important dans le fonctionnement des composants et des installations industrielles. Cette durée de vie traduit l'aptitude du matériau ou de la structure à fonctionner et à supporter des contraintes d'ordre mécaniques, thermiques et chimiques plus ou moins sévères. Cette durée de vie dépend essentiellement de deux facteurs :

- Le matériau et la forme géométrique de la pièce (propriétés mécaniques, physiques et chimiques du matériau, formes géométriques et conception).
- Les conditions de fonctionnement de cette pièce (environnements thermique, mécanique et chimique).

La fatigue thermique des matériaux est l'un des problèmes sérieux qui entrave l'efficacité d'une pièce mécanique, elle est due aux contraintes d'origine thermique qui se développent durant les cycles de chauffage et de refroidissement. Lorsqu'une pièce subit des variations cycliques de température, des contraintes se forment (en surface de la pièce ou en profondeur) par contractions ou dilatations empêchées, l'endommagement qui en résulte se manifeste généralement par l'apparition de réseau de fissures qui peut provoquer la rupture.

Dans ce projet de fin d'études nous allons faire une comparaison sur le comportement en fatigue thermique de deux aciers inoxydables (duplex 2205 et austénitique 316L). Pour réaliser ce but nous avons fait une simulation à l'aide du logiciel « COMSOL Multiphysics 5.2 ». Cette simulation nous a permis de suivre les distributions de la température, des contraintes et des déformations durant un cycle thermique ainsi que la prédiction de la durée de vie par la relation développée de Coffin-Manson et de SWP. Nous nous sommes intéressés à l'évolution de la fissuration par fatigue thermique (dans la phase croissance) au cours du temps.

Le présent mémoire est organisé selon le plan suivant :

- Première partie bibliographique est divisée en trois chapitres :
 - la fatigue thermique
 - la modélisation numérique et le troisième
 - les aciers inoxydables austénitiques et duplex.
- Deuxième partie consacré aux travaux d'étude de la simulation et de calcul est organisée en trois chapitres.
 - Méthode et outils de la simulation
 - Simulation de la fatigue thermique : résultats et interprétations.
 - Analyse de la fissuration par fatigue
- Enfin nous exposerons les conclusions de l'étude et les perspectives.

Partie
bibliographique

Chapitre I :
La fatigue thermique

I : La fatigue thermique

I.1 Introduction

La fatigue thermique est le problème à l'origine de l'endommagement de nombreuses structures. La dégradation des pièces (circuits de refroidissement, turbomachines, aubes de turbines) est due aux contraintes d'origine thermique qui se développent durant les cycles de chauffage et de refroidissement qui correspondent aux séquences de démarrage et d'arrêt. [1]

La caractérisation de l'endommagement en fatigue thermique peut être effectuée sur des structures réelles ou sur banc. Les premiers essais de fatigue sur banc ont été introduits par Glenny et al. (1958-1959). Ils utilisaient des disques ou des éprouvettes prismatiques avec un bord mince. L'éprouvette est cyclée rapidement en température à l'aide de lits fluidisés (Glenny, 1967, 1970, 1974 Woodward et al. 1974). Plus tard, d'autres auteurs (Rezaï-Aria, 1986) ont eu recours à un dispositif expérimental utilisant un banc à flammes afin de se rapprocher encore des conditions réelles de sollicitation des composants. [2]

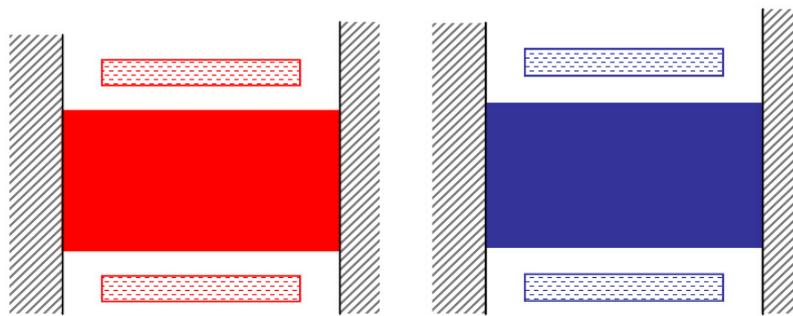
I.2 Définition

La fatigue thermique des métaux fait référence à des ruptures générées par des cycles de chargements thermiques avec des échauffements et des refroidissements non homogènes. Les variations cycliques de températures dans une pièce métallique des dilatations et des contractions irrégulières. Les contraintes générées peuvent aller jusqu'à plastifier le métal lorsqu'une zone chauffée tend à se dilater alors qu'elle est bridée par une autre section plus épaisse et plus froide de la pièce. [1]

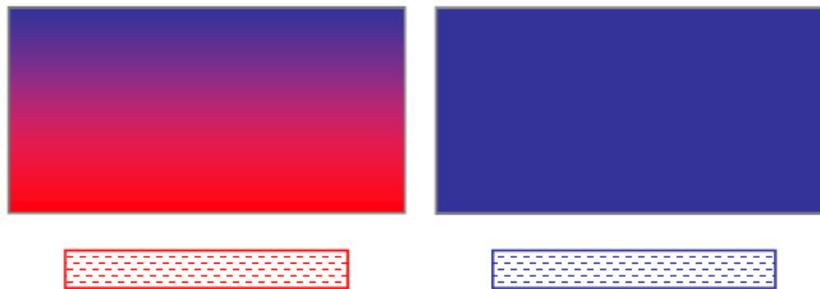
La fatigue thermique se différencie de la fatigue à température par son mode de chargement. Les chargements cycliques en fatigue thermique sont dus aux gradients de dilatation alors que dans le cas de la fatigue à température, les contraintes sont dues à des charges appliquées. Les deux modes de sollicitations peuvent être superposés en cas de charges appliquées sous chocs thermiques. [1]

La fatigue thermique est décomposée en deux catégories :

- La fatigue thermomécanique : les entraves à la dilatation libre sont externes (structure hyperstatique, Figure 1.1(a)). Il s'agit en général de fatigue thermique associée à un chargement mécanique.
- La fatigue sous contraintes thermiques : les entraves à la dilatation libre sont internes et liées à un gradient de température (Figure 1.1(b)). C'est le plus souvent le cas dans les structures industrielles. Ce peut être des fluctuations thermiques rapides, des stratifications ou des gradients liés au mode de fonctionnement. [1]



(a) Fatigue thermomécanique



(b) Fatigue sous contraintes thermiques

Figure I.1 : Fatigue Thermique

I.3 Les contraintes thermiques

L'amplitude des contraintes d'origine thermique dépend du gradient thermique, de la géométrie de la pièce et des caractéristiques physiques et mécaniques du matériau.

Mais des contraintes thermiques peuvent aussi apparaître sans qu'il y ait un gradient de température si [2] :

- Des forces extérieures empêchent la libre dilatation.
- La structure est faite de plusieurs matériaux ayant des coefficients de dilatation différents.
- Des hétérogénéités existent dans la microstructure du matériau

La théorie élémentaire des contraintes thermique est bien établie. Des solutions analytiques pour la résolution des problèmes thermiques élastiques dans diverses géométries ont été présentées. Dans le cas des contraintes thermiques dans un cylindre ou un tube élastique avec la distribution radiale de la température sont données comme suit

$$\sigma_r(r) = \frac{\alpha E}{(1-\nu)r^2} \left[\frac{r^2 - r_i^2}{r_o^2 - r_i^2} \int_{r_i}^{r_o} T r dr - \int_{r_i}^r T r dr \right]$$

$$\sigma_t(r) = \frac{\alpha E}{(1-\nu)r^2} \left[\frac{r^2 + r_i^2}{r_o^2 - r_i^2} \int_{r_i}^{r_o} T r dr + \int_{r_i}^r T r dr - T r^2 \right]$$

Avec :

σ_r : la contrainte radiale (MPa).

σ_t : la contrainte tangentielle (MPa).

α : coefficient d'expansion linéaire thermique (K^{-1}). E: module de Young (GPa).

ν : coefficient de Poisson. T(r): température (K).

r: le rayon (mm).

r_1 : le rayon intérieur du tube (mm). r_0 : le rayon extérieur du tube (mm).

Si on empêche un barreau de se dilater, il apparaît une contrainte thermique de compression qui s'écrit :

$$\sigma_{th} = E.\varepsilon = E.\alpha.\Delta T$$

Avec :

ε_T : l'expansion thermique.

α : le coefficient linéaire de l'expansion thermique (K^{-1}).

ΔT : la variation de température causant l'expansion.

En plus, des charges extérieures, des contraintes résiduelles thermiques ou mécaniques souvent existent dans un composant. Ces contraintes sont difficiles à mesurer ou à modéliser, et elles forment souvent un facteur inconnu dans la fatigue.

Il est bien connu que les contraintes thermiques résiduelles jouent un rôle crucial dans le comportement de croissance des fissures de fatigue. Ces contraintes peuvent être introduites par plusieurs processus de fabrication comme le laminage, le forgeage et le soudage. L'introduction de contraintes thermiques résiduelles compressives à la couche de surface résulte dans le prolongement considérable dans la durée de vie des composants industriels. Par contre, la présence de contraintes résiduelles de traction peut réduire la durée de vie des composants. Les contraintes thermiques résiduelles de traction accélèrent la vitesse de croissance des fissures de fatigue par l'augmentation de l'ouverture de la fissure [3].

Dans un matériau à deux phases, tels que les aciers inoxydables duplex, les contraintes résiduelles microscopiques peuvent résulter de l'inégalité de la limite de déformation plastique ou d'une expansion thermique différente des deux phases. Indépendamment de leur origine, les contraintes résiduelles ont un fort impact sur le comportement mécanique, spécialement dans les propriétés de fatigue du matériau. Leur effet se manifeste par la réduction de la durée de vie des composants [3].

Dans une microstructure orientée aléatoirement, les contraintes microscopiques des phases constituantes sont reliées à travers la condition d'équilibre suivante :

$$V_\alpha \sigma_{\mu\alpha} + V_\gamma \sigma_{\mu\gamma} = 0$$

Avec :

V_α et V_γ : les fractions volumiques des phases α et γ respectivement.

$\sigma_{\mu\alpha}$ et $\sigma_{\mu\gamma}$: les microcontraintes dans les phases α et γ respectivement.

Quand la température s'élève, les contraintes dans la phase austénitique sont déplacées vers la compression, et les contraintes dans la phase ferritique vers la traction, due à la grande expansion thermique de la phase austénitique. Durant le refroidissement les contraintes sont inversées. Cela a été trouvé par la mesure des contraintes résiduelles par rayons X et par la simulation numérique. Les contraintes thermiques microscopiques sont très dépendantes de la microstructure locale, c'est-à-dire la morphologie de la phase locale. [3]

I.4 Mécanisme de la fatigue thermique

Le mécanisme de fatigue thermique est mis en évidence à l'aide du diagramme de North Cott et Baron [4]. Celui-ci est uniquement basé sur l'alternance de l'échauffement et du refroidissement, et sur les gradients thermiques dus à la déformation thermique partiellement empêchée. La figure I.2 illustre le principe de ce mécanisme.

Le point O correspond à l'état de contrainte nulle. Lorsque la surface d'une pièce métallique est soumise à une variation de température pour induire un écoulement plastique alterné. De nouveau, cette pièce sera immobilisée à la température minimale, de sorte que les contraintes développées lors du premier échauffement sont des contraintes de compression (courbe OAB) [4]. Ces contraintes peuvent être élastique (branche OA) pour un échauffement faible, puis plastique pour un échauffement plus intense (branche AB). A la fin du l'échauffement et pendant la phase du refroidissement des contraintes de contraction sont provoquées (courbe BCD). Ces contraintes se développent rapidement et peuvent être élastique par un refroidissement léger (branche BC), puis plastique pour un refroidissement plus sévère (branche CD).

Quand la déformation plastique se produit, des contraintes thermiques résiduelles de traction apparaissent au cours du refroidissement, tandis que des contraintes thermiques résiduelles de compression apparaissent au cours de l'échauffement.

Signalons que les fissures par fatigue thermique apparaissent durant l'étape de refroidissement grâce aux contraintes résiduelles de traction [5].

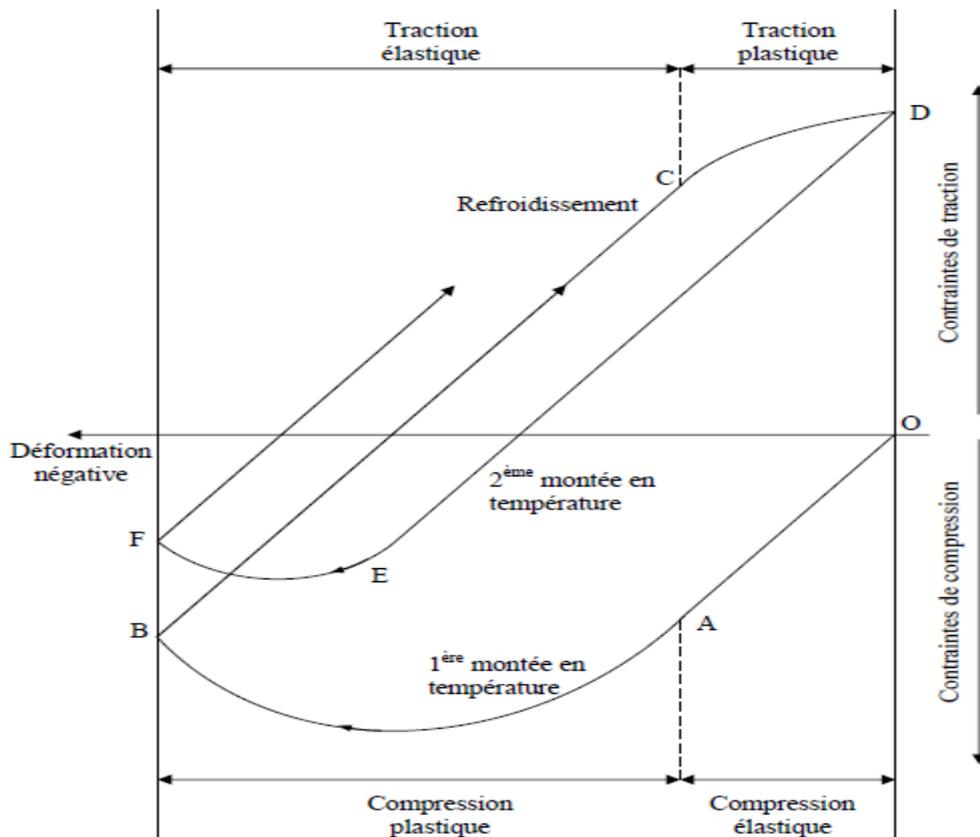


Figure I.2 : Mécanisme de la fatigue thermique [5].

I.5 Étude de l'endommagement par FT

Selon Burelet, Remy et Chaboche, l'étude de la fatigue thermique se résume suivant les étapes schématisées sur la Figure I.3, l'étude de la fatigue thermique vise principalement deux objectifs :

1- La caractérisation du comportement et des mécanismes d'endommagement du matériau sous sollicitations proches ou non des conditions nominales. L'étude à ce stade concerne le domaine de la science des matériaux.

2- La prédiction de la durée de vie d'une pièce par l'application ou la réadaptation des modèles d'endommagement déjà établis (en fatigue thermomécanique par exemple). Cela consiste à décrire l'amorçage et la propagation en FT, et s'inscrit dans le domaine de la mécanique.

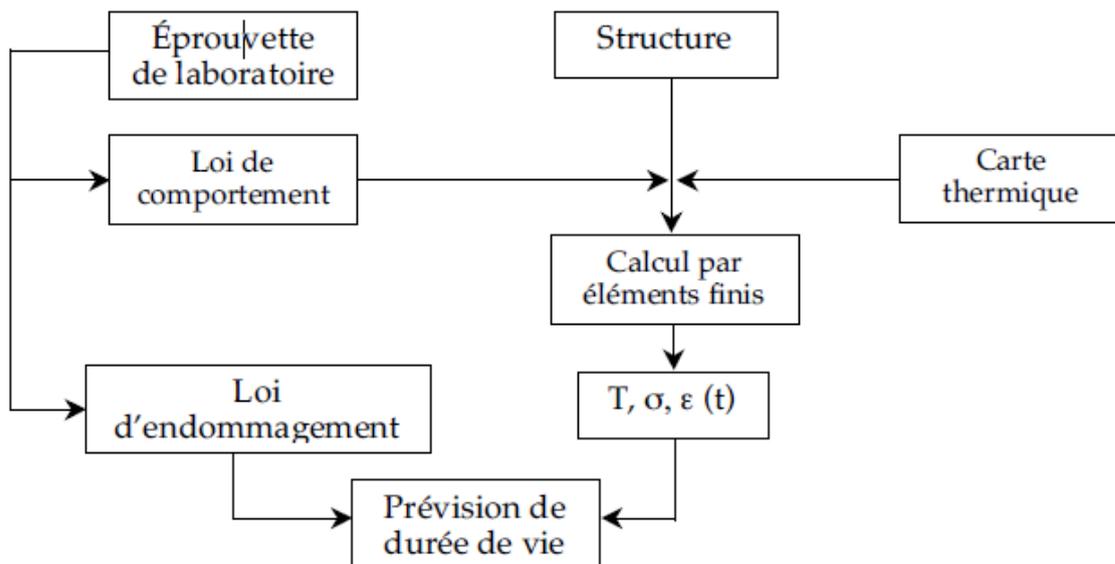


Figure I.3 Schéma d'illustration du déroulement d'une étude de FT [4]

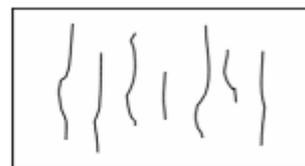
I.6 La fissuration d'origine thermique

Sous chargement thermique cyclique, deux niveaux de fissuration peuvent être distingués : le faïençage et les macrofissures.

- Faïençage : Le réseau de fissures ou faïençage multidirectionnel est un ensemble de fissures au minimum bidirectionnelles dans le plan d'observation, formant des cellules plus ou moins fermées (Figure 1.4a). Nous parlerons de fissuration multiple ou de faïençage unidirectionnel lorsqu'on rencontre un ensemble de fissures globalement parallèles les unes aux autres et ne constituant pas de cellules (Figure 1.4b).



a. Réseau de fissures ou faïençage multidirectionnel



b. Fissuration multiple ou faïençage unidirectionnel

Figure I.4 Types de faïençage

- Fissures macroscopiques : Nous nommerons fissure macroscopique ou macro-fissure, toute fissure, isolée ou non, dont la longueur en surface dépasse plusieurs millimètres. Quand une telle fissure est située dans un réseau de faïençage, comme dans la Figure 1.5, sa longueur excède nettement la maille du réseau.

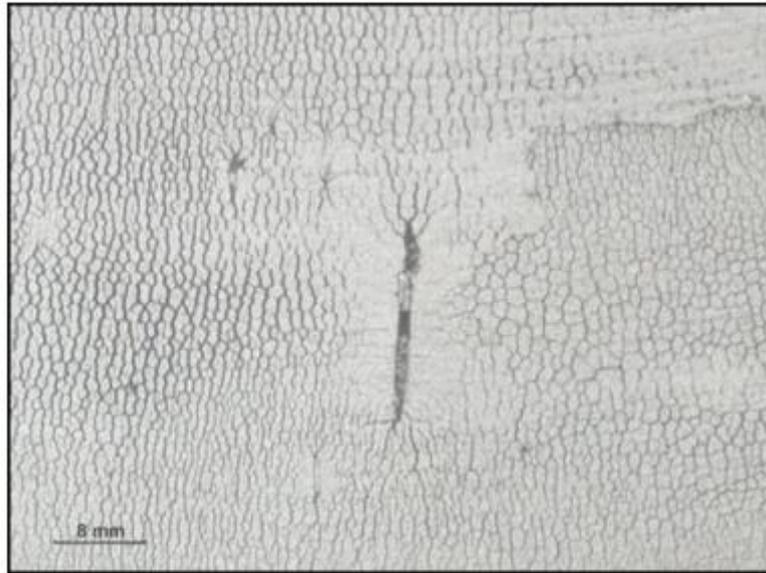


Figure I.5 Fissure macroscopique ou macrofissure sur un disque de frein

L'évaluation de la vitesse de croissance des fissures dans les conditions de fatigue thermique et les prédictions des durées de vie sont très importantes pour déterminer les périodes d'investigations et les programmes de maintenance. Traditionnellement, la fissure est divisée en trois phases : amorçage, croissance et propagation et finalement la rupture.

I.6.1 L'amorçage

L'amorçage correspond à l'initiation et à la croissance de la microfissure à partir de la surface. Ce phénomène est difficile à mettre en évidence et à étudier. Suivant le matériau et le niveau de sollicitation divers mécanismes peuvent intervenir (Lemaitre et Chaboche 1985) :

- montée des dislocations s'accompagnant de formations de lacunes ;
- formation de bandes de glissement persistantes et décohésion souvent à la surface de l'échantillon ;
- mécanisme d'intrusion-extrusion.

Au cours de cette phase d'amorçage, les défauts suivent le plus souvent des plans orientés à 45° de la direction de la contrainte principale maximale. Le stade d'amorçage correspond au passage stade I – stade II (figure I.6). Schématiquement les microfissures ont tendance à s'orienter perpendiculairement à la direction de la contrainte principale maximale, ce qui correspond assez souvent au franchissement du premier grain. Ensuite elles progressent à travers des grains successifs ou en suivant les joints de grains. Lorsque la taille d'une fissure devient importante, elle va se propager de façon préférentielle, décharger partiellement les autres microfissures et engendrer une singularité de contraintes sur son front, ce qui correspond au début de la propagation macroscopique de la fissure.

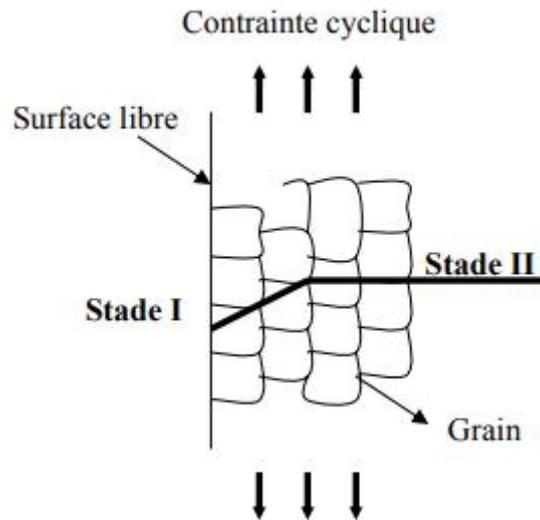


Figure I.6 Stades I et II de la propagation de fissures en fatigue

L'amorçage typique des fissures prend place dans les hétérogénéités du matériau. Cela peut être par exemple : les bandes de glissement causées par les sollicitations cycliques, les irrégularités superficielles, les joints de grains ou les inclusions.

Il existe deux mécanismes d'amorçage de fissure en fatigue thermique, l'amorçage sous contrainte thermique cyclique, semblable à l'amorçage sous contrainte mécanique cyclique, et l'amorçage par la fragmentation cellulaire de la couche d'oxyde. Ce dernier est basé sur la dégradation physico-chimique des matériaux.

I.6.1.1 Amorçage sous contrainte thermique cyclique

Quand une surface est soumise à des sollicitations par des échauffements et des refroidissements, des contraintes thermiques changent de signe pour chaque cycle et de même pour leurs composantes tangentielles. Ces composantes tangentielles exercées sur les plans proches de la surface vont engendrer des déformations d'expansion et de contraction alternées de ces plans [5].

Après un certain nombre de cycle, des bandes de glissement se manifestent comme des irrégularités (intrusions et extrusions) sur la surface sollicitée. Le mécanisme principal de formation des irrégularités superficielles est représenté dans la Figure I.7 et Figure I.8.

La déformation plastique due au cyclage thermique commence par s'accommoder au sein des bandes de glissement, ce qui conduit, par irréversibilité partiel du glissement, à la formation d'intrusions et d'extrusions. Ces intrusions deviennent de plus en plus profondes au cours du cyclage thermique, créant ainsi des zones de concentration de contrainte, sites privilégiés d'amorçage des microfissures. Les microfissures qui en résultent se propagent ensuite en surface et suivant l'orientation des bandes de glissement [1].

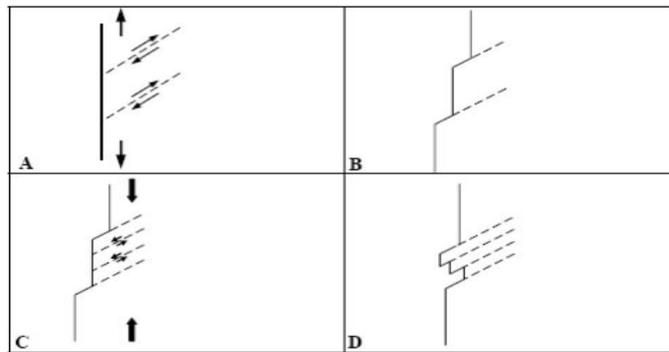


Figure I.7 : Mécanisme d'amorçage des fissures sous contrainte thermique cyclique [8].

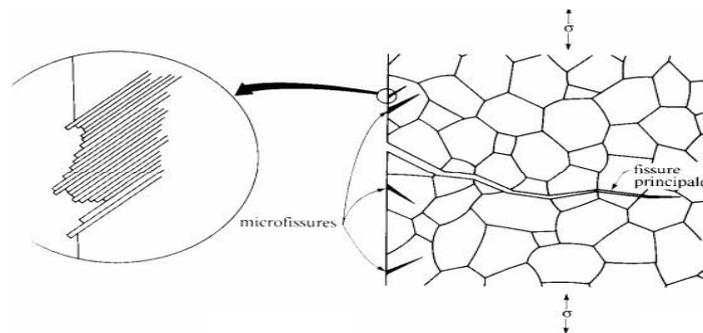


Figure I.8 : Amorçage de microfissures par formation d'intrusions et extrusions [12].

I.6.1.2 Amorçage par la fragmentation cellulaire de la couche d'oxyde

Ce mécanisme est essentiellement basé sur la différence entre les propriétés physiques de la couche d'oxyde et le matériau sous-jacent, notamment le coefficient de dilatation thermique. La couche d'oxyde se fissure alors sous l'effet des contraintes thermiques et favorise par corrosion locale l'initiation de la fissure de fatigue thermique dans le métal lui-même.

I.6.2 La propagation

Les premières fissures apparues commencent à se propager, tandis que de nouvelles apparaissent, ensuite, la formation du réseau implique la coalescence des fissures amorcées. Cette coalescence se fait le plus souvent par création de points triples, et rarement par coalescence de deux fissures droites dans le prolongement l'une dans l'autre [1].

Le réseau constitué continue à se propager, mais uniquement en profondeur, et non plus en surface. Cette propagation en profondeur se traduit par l'ouverture de plus en plus grande des fissures principales du réseau. La croissance des fissures dépend du matériau, de l'environnement et de la sollicitation.

Le mode de propagation peut-être intergranulaire ou transgranulaire. Dans l'un ou l'autre, les fissures d'origine thermique privilégient la propagation à travers les phases durcissantes qui s'agglomèrent aux joints de grains, d'où la prépondérance de l'aspect intergranulaire [5].

La vitesse de propagation des fissures dépend de nombreux paramètres, le mode

de propagation est souvent le premier indicateur de vitesse de propagation :

- La propagation intergranulaire donne en général, lieu à des vitesses de propagation élevées.
- La propagation transgranulaire engendre, quant à elle, des vitesses de propagation les plus faibles [7].

Dans les années 1960, Paris et Al ont montré qu'il existe une relation entre la vitesse de fissuration (da/dN) et le facteur d'intensité de contraintes K .

$$K = \sigma \alpha \sqrt{\pi a}$$

Où : σ : contrainte moyenne appliquée loin de la fissure.

α : facteur géométrique qui dépend des conditions de chargement.

a : longueur de la fissure.

On définit l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes : $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ où K_{\max} et K_{\min} sont les valeurs extrêmes de K pendant le cycle. En échelle bilogarithmique, la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de ΔK l'allure donnée dans la Figure. I.9 sur laquelle on distingue trois régimes [12].

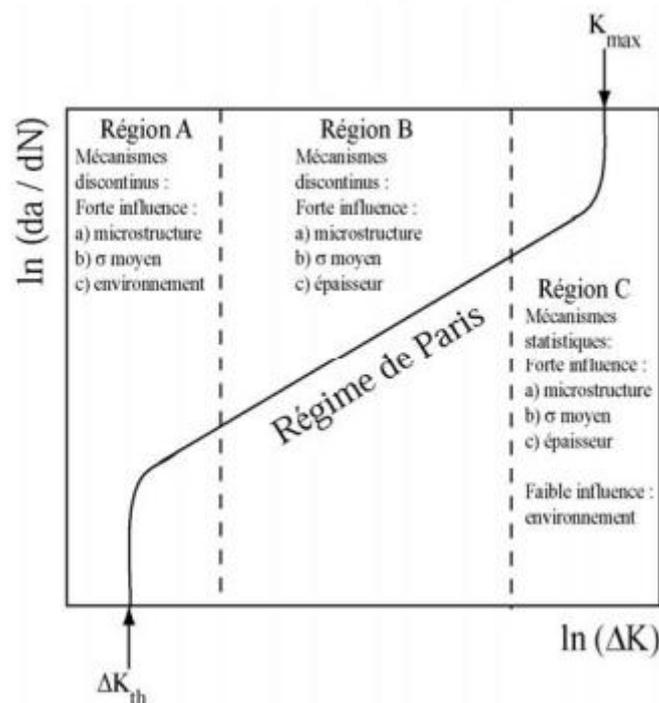


Figure.I.9 : Régimes de propagation des fissures de fatigue [12].

La région A est caractérisée par un seuil de propagation. La vitesse de propagation tend vers zéro pour une valeur appelée ΔK_{th} ou ΔK_{seuil} de propagation.

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

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

Où C et m sont des paramètres expérimentaux dépendant du matériau et des conditions d'essai (rapport de charge, environnement ...).

La région C correspond à une accélération très rapide de la vitesse de fissuration. Le facteur d'intensité de contraintes est proche de la valeur critique K_c correspondant à la rupture finale.

Cependant, la loi de Paris n'est pas universellement applicable. Les travaux d'Elber [12] ont montré que le rôle de la fermeture doit être pris en compte pour décrire le comportement d'une fissure de fatigue. Ce phénomène consiste en la remise en contact des lèvres de la fissure lorsque la charge cyclique devient faible. La partie du cycle de chargement au cours de laquelle la fissure est fermée est considérée comme inopérante pour le mécanisme de propagation Figure. I.10.

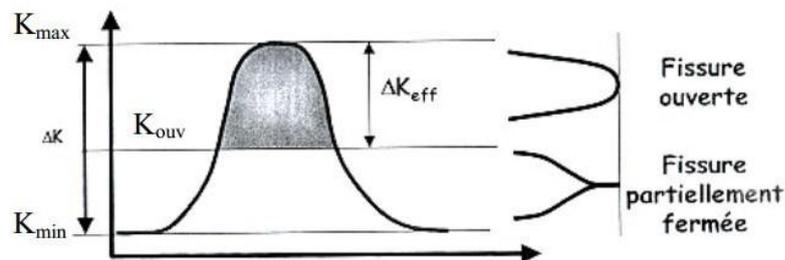


Figure. I.10 .Phénomène de fermeture de la fissure [12].

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

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

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

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

I.7 Facteurs de la fatigue thermique

Les facteurs de la fatigue thermique peuvent être classés en deux types. Type concernant les conditions de travail de pièces telles que la nature du cyclage thermique et l'environnement, le second type comprend les facteurs propres au matériau tels que les caractéristiques physiques, métallurgiques, géométriques, la nature de cyclage thermique.

I.7.1 Les variations de température

L'augmentation de la température moyenne (ou maximale) va engendrer des modifications dans les propriétés métallurgiques d'un matériau. Ceci va provoquer un endommagement rapide et une durée de vie réduite.

Pour des variations de températures élevées, les gradients thermiques résultant sont importants et de même pour les contraintes. Ceci va activer la dégradation du matériau [7].

I.7.2 Le temps de maintien

La vitesse de variation de la température et de la durée pendant laquelle l'éprouvette est maintenue à haute température peut modifier de façon sensible le nombre de cycles amenant à la rupture. Si des éprouvettes sont maintenues longtemps à haute température, les effets du fluage et aussi les effets métallurgiques dépendant du temps peuvent se faire sentir. Plusieurs expériences sont réalisées sur un acier inoxydable de type 347 montrent que le nombre de cycles à rupture diminuait lorsque le temps de maintien à haute température augmentait. Tous fois, il y a dispersion considérable dans les résultats et l'interprétation est difficile car plusieurs facteurs sont affectés par l'augmentation des temps de maintien [7].

I.7.3 Facteur d'environnement

La croissance des fissures résultant de la fatigue tend à accélérer dans les environnements agressifs. Les effets de l'environnement sur la croissance des fissures peuvent être divisés en : fatigue-corrosion et la fatigue corrosion sous contrainte [6].

I.7.4 Facteurs thermiques

Pour le choix des matériaux confrontés aux problèmes de la fatigue thermique, on doit tenir compte des grandeurs thermiques, parmi elles on cite :

1. **La conductivité thermique K** : une diminution de la conductivité thermique provoque une diminution des gradients thermiques générés et donc des contraintes induites [8].

2. **Le coefficient de dilatation thermique α** : Un coefficient de dilatation élevé, engendre la réduction de la durée de vie du matériau, car plus la dilatation est importante et plus la résistance est réduite [8].

I.7.5 Facteurs mécaniques

Afin d'assurer une bonne tenue à la fatigue, on doit réduire l'amplitude de la déformation plastique induite au cours de cyclage thermique. Cela se fait par un choix d'un matériau ayant une limite d'écoulement élevée à toutes températures du cyclage thermique. La résistance à la fatigue thermique est améliorée quand la ductilité peut être augmentée sans diminuer la résistance.

I.7.6 Facteurs géométriques

Les grandes dimensions d'une pièce provoquent des localisations thermiques considérables et des gradients thermiques importants entre la couche superficielle et les couches plus profondes, et la présence d'entailles, d'angles vifs ou de fissure engendrent la concentration de contraintes thermiques. Comme conséquence on aura une diminution de l'endurance du matériau.

I.7.7 Facteurs métallurgiques

La structure métallurgique est d'une grande importance pour la tenue à la fatigue thermique. Elle comporte des sites préférentiels pour l'amorçage et la croissance des fissures. Le comportement du matériau au cours d'un cyclage thermique, dépend de sa structure initiale et des transformations de phases qui se produisent au cours du cyclage. Les facteurs métallurgiques intervenant dans le comportement en fatigue sont :

- la présence de phases durcissantes sous forme de précipités
- la densité des joints de grains
- la proportion des phases et constituants
- la densité des dislocations
- la morphologie des constituants
- les propriétés mécaniques des constituants

Dans le cas des aciers inoxydables, les structures austéno-ferritiques et austénitiques possèdent une meilleure résistance à la fissuration que les structures ferritiques et martensitiques. Ceci est dû aux propriétés de l'austénite qui s'adapte mieux à l'effet des contraintes par sa plus grande plasticité [7,11].

I.8 Étude de la durée de vie en FT

L'endommagement par FT est souvent traité comme un cas particulier de la fatigue classique, bien que les cycles de contraintes et de déformations soient engendrés par la variation thermique plutôt que mécanique. Néanmoins, l'évaluation du dommage dans le cas de la FT est beaucoup plus complexe que dans le cas de fatigue mécanique, qui n'est elle-même pas spécialement simple. [10]

Pour étudier l'amorçage, de nombreux auteurs ont tenté, avec succès, d'extrapoler les lois de la Fatigue Isotherme (FI) aux cas de la FT. Certains auteurs ont réadapté les modèles selon leurs conditions d'essais, pour rendre compte des effets de la température, de la période et de la forme du cycle, du temps et de l'environnement et donner ainsi une meilleure fiabilité aux calculs. [10]

De nouveaux modèles ont également été établis, en intégrant des mécanismes pouvant interférer avec des problématiques industrielles et scientifiques.

La combinaison des relations de Neuber, de Ramberg Osgood, de Basquin et de Manson Coffin donne la relation suivante [10] :

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \varepsilon_f' (2N)^c + \frac{\sigma_f'}{E} (2N)^b$$

Où :

$\Delta \varepsilon_t$: déformation totale

$\Delta \varepsilon_p$: déformation plastique

$\Delta \varepsilon_e$: déformation élastique

N : le nombre des cycles.

σ_f' , ε_f' , b et c sont des paramètres de la fatigue dépend du matériau

Chapitre II :
Modélisation numérique

II. Modélisation numérique

II.1 Introduction :

Dans la nature, les systèmes et phénomènes physiques sont assez complexes à étudier. Ils sont souvent régis par un grand nombre de paramètres non-linéaires interagissant entre eux (les ondes, la météorologie, la turbulence des fluides...). L'une des solutions est de recourir à une série d'expériences pour analyser les paramètres et grandeurs du système. Mais les essais peuvent s'avérer très coûteux et très dangereux (essais nucléaires, environnement spatial...). Enfin il peut être difficile de mesurer tous les paramètres à une échelle trop petite (biologie, cinétique des phases...) ou trop grandes (astrophysique, géophysique...).

Pour contourner le problème, on peut construire un modèle mathématique permettant la représentation du phénomène physique. Ces modèles utilisent très souvent des systèmes d'équations aux dérivées partielles (EDP) non-linéaires dont on ne connaît pas de solutions analytiques en général. Il faut alors résoudre le problème numériquement en transformant les équations continues de la physique en un problème discret sur un certain domaine de calcul (le maillage). Dans certains cas il s'agit de la seule alternative (nucléaire, astrophysique, spatial...). Dans d'autres cas, les simulations numériques sont menées en parallèle avec des expérimentations.

II.2 Définition de la modélisation

La modélisation numérique fait partie des méthodes de simulation les plus utilisées étant donné qu'elle permet de prendre en charge un grand nombre de scénarios pour un cas donné. Compte tenu des enjeux de ces essais, il est primordial que les logiciels utilisés pour l'opération soient aussi performants que fiables.

Le principe d'un modèle est de remplacer un système complexe en un objet ou opérateur simple reproduisant les aspects ou comportements principaux de l'original (ex : modèle réduit, maquette, modèle mathématique ou numérique, modèle de pensée ou raisonnement). Les différentes étapes pour modéliser numériquement un système complexe :

1. Mise en équation : modèle mathématique représentant la physique.
2. Discrétisation des équations : maillage.
3. Résolution des équations discrètes : par des méthodes directes ou approximatives.
4. Programmation : transcription informatique des relations.
5. Simulation numérique et exploitation des résultats [13,14].

II.3 Avantages de la modélisation numérique

La modélisation numérique consiste à numériser un projet sur un ordinateur pour avoir une maquette qu'il sera possible de manipuler facilement pour opérer diverses modifications en vue d'améliorer le projet en question. Ce procédé sert également à faire subir toutes sortes de contraintes à la projection virtuelle du projet pour en étudier les impacts, ce qui permettra de concevoir les changements à effectuer pour optimiser le produit final.

On peut en effet intervenir autant de fois qu'on le souhaite sur les modèles numérisés. Par ailleurs, il est également plus facile de partager ces derniers avec d'autres personnes puisqu'il suffit de les mettre sur un support numérique pour les transporter, ce qui est beaucoup moins compliqué qu'avec une maquette par exemple.

II.4 Domaine d'application

La modélisation numérique peut être utilisée dans de nombreux domaines. Le secteur de l'industrie mécanique et de la construction sont de gros utilisateurs de la simulation numérique notamment pour la mise en place de nouveaux systèmes de sécurité ou pour les améliorer par exemple.

L'industrie chimique se sert également de cette technique pour étudier les effets et le comportement des liquides, des gaz ou des solides en fonction des conditions dans lesquelles ils sont employés. Les banques l'utilisent aussi pour évaluer les risques lors de petites ou grosses opérations ou pour la détection des fraudes sur les porte-monnaie électroniques. Enfin, le secteur médical se sert de la modélisation numérique pour analyser les risques sanitaires.

II.5 Les méthodes de discrétisation

Pour passer d'un problème exact continu régi par une EDP au problème approché discret, il existe trois grandes familles de méthodes [13, 15, 16] :

II.5.1 Les différences finies

Dans les années 1970, les différences finies ont été les premières méthodes de discrétisation d'équations d'ondes. Ces méthodes sont simples et efficaces sur une grille cartésienne régulière. Cependant, leurs qualités sont fortement dégradées en présence d'interfaces : sans précautions particulières, on observe des diffractions parasites, une chute de la précision des calculs, et enfin les conditions aux interfaces ne sont pas prises en compte.

La méthode consiste à remplacer les dérivées partielles par des différences divisées ou combinaisons de valeurs ponctuelles de la fonction en un nombre fini de points discrets ou nœuds du maillage.

Avantages : grande simplicité d'écriture et faible coût de calcul.

Inconvénients : limitation à des géométries simples, difficultés de prise en compte des conditions aux limites dans certains cas.

II.5.2 Les volumes finis

La méthode intègre, sur des volumes élémentaires de forme simple, les équations écrites sous forme de loi de conservation. Elle fournit ainsi de manière naturelle des approximations discrètes conservatives et est particulièrement bien adaptée aux équations de la mécanique des fluides.

Avantages : Cela permet de traiter des géométries complexes, détermination plus naturelle des conditions aux limites.

Inconvénient : Il y'a peu de résultats théoriques de convergence.

II.5.3 Les éléments finis

Elle est la méthode la plus utilisée de nos jours dans beaucoup de domaines spécialement dans le domaine mécanique et génie civil

II.6 Démarche de l'ingénieur numéricien

Nous tenions à synthétiser la démarche complète de l'ingénieur numéricien :

1. Modélisation / mise en équations – Construction du problème continu (système d'équations aux dérivées partielles).
2. Analyse mathématique du problème posé – Existence, unicité, propriétés des solutions.
3. Conception d'une méthode numérique – Construction d'un problème discrétisé.
4. Analyse numérique – Questions de stabilité, convergence, précision.
5. Algorithmique – Choix de méthodes de résolution en dimension finie.
6. Mise en œuvre sur ordinateur – Programmation.
7. Pre et Post Traitement (maillages / visualisation) – Interpolation, extrapolation, outils de la CAO.

II.7 Méthode des éléments finis

II.7.1 Définition

En analyse numérique, la méthode des éléments finis est utilisée pour résoudre numériquement des équations aux dérivées partielles. Celles-ci peuvent par exemple représenter analytiquement le comportement dynamique de certains systèmes physiques (mécaniques, thermodynamiques, acoustiques, etc...).

Concrètement, cela permet par exemple de calculer numériquement le comportement d'objets même très complexes, à condition qu'ils soient continus et décrits par une équation aux dérivées partielles linéaire soit : Transfert thermique dans un milieu continue, comportement d'un fluide dans un compartiment, déformation d'une structure métallique, etc.

II.7.2 Historique

La méthode des éléments finis (MEF) prend ses origines dans le besoin de résoudre des problèmes complexes d'élasticité et d'analyse de structures en ingénierie

civile et aéronautique. Son développement remonte aux travaux d'Alexander Hrennikoff (1941) et de Richard Courant (1942). Bien qu'utilisant des approches différentes, ces deux pionniers partagent la même caractéristique essentielle à savoir la discrétisation par maillage du domaine continu en sous-domaines discrets, que l'on appelle éléments. C'est Olgierd Zienkiewicz de l'Imperial College qui synthétisa ces deux méthodes en ce que l'on peut appeler la méthode des éléments finis et qui a fait la première formalisation mathématique de la méthode.

II.7.3 Principe général

La méthode des éléments finis se propose de discrétiser le problème considéré. La discrétisation intervient à plusieurs niveaux :

Discrétisation : il est nécessaire de disposer d'une description du domaine sur lequel on souhaite travailler. Cette description va se faire en l'approchant par un maillage, qui sera constitué d'éléments.

Interpolation : il est ensuite nécessaire de disposer d'une manière de représenter le ou les champs inconnus. Ce que se propose de faire la méthode des éléments finis, c'est d'approcher ces champs par des fonctions plus simples (disons polynomiales de degré un ou deux) définies sur chacun des éléments du maillage (le champ est approché par des bouts de fonctions qui, elles, ne sont définies chacune que sur un seul élément).

Approximation : selon le type d'approximation, on remplace l'espace de dimension infinie, par des approximations de dimension finie, mais parfois également les formes bilinéaires et linéaires définissant le problème.

La méthode des éléments finis permet donc de résoudre de manière discrète une EDP dont on cherche une solution approchée suffisamment fiable. De manière générale, cette EDP porte sur une fonction U , définie sur un domaine. Elle comporte des conditions aux bords permettant d'assurer l'existence et l'unicité d'une solution.

Sauf cas particuliers, la discrétisation passe par une redéfinition et une approximation de la géométrie, on considère donc le problème posé sur la géométrie approchée par un domaine polygonal ou polyédrique par morceaux. Une fois la géométrie approchée, il faut choisir un espace d'approximation de la solution du problème, dans la MEF, cet espace est défini à l'aide du maillage du domaine (ce qui explique aussi pourquoi il est nécessaire d'approcher la géométrie). Le maillage du domaine permet d'en définir un pavage dont les pavés sont les éléments finis. Un élément fini est la donnée d'une cellule élémentaire et de fonctions de base de l'espace d'approximation dont le support est l'élément, et définies de manière à être interpolantes.

Bien qu'il existe de nombreux logiciels exploitant cette méthode et permettant de "résoudre" des problèmes dans divers domaines, il est important que l'utilisateur ait une bonne idée de ce qu'il fait, notamment quant au choix du maillage et du type d'éléments qui doivent être adaptés au problème posé : aucun logiciel ne fera tout pour l'utilisateur, et il faut toujours garder un œil critique vis-à-vis de solutions approchées. Pour cela il existe des indicateurs d'erreur et des estimateurs d'erreur qui permettent d'ajuster les différents paramètres.

La solution étant trouvée, il reste cependant à déterminer les caractéristiques de la méthode ainsi développée, notamment l'unicité de l'éventuelle solution ou encore la stabilité numérique du schéma de résolution. Il est essentiel de trouver une estimation juste de l'erreur liée à la discrétisation et montrer que la méthode ainsi écrite converge, c'est-à-dire que l'erreur tend vers 0 si la finesse du maillage tend elle aussi vers 0. Dans le cas d'une EDP linéaire avec opérateur symétrique (comme l'est l'opérateur laplacien), il s'agit finalement de résoudre une équation algébrique linéaire, inversible dans le meilleur des cas [17].

II.7.4 Dimensions

Bien que théoriquement la méthode soit transposable en dimensions supérieures du support, techniquement la complexité de création des discrétisations croît avec la dimension.

On utilise dans ce travail la méthode des éléments finis en trois dimensions.

La méthode est généralisable à des équations aux dérivées partielles d'ordre supérieur.

On traite ici le cas d'une solution réelle à une EDP, les cas les plus couramment rencontrés sont la dimension 1, 2 ou 3 (pour des problèmes de mécanique).

Pratiquement, on résout rarement des problèmes en dimensions supérieures à 3 — y compris des problèmes de dynamique en espace à 3 dimensions qui pourraient être traités en quatre dimensions mais sont traités en réalité avec une méthode mixte éléments finis "en espace" et en différences finies "en temps" [17,18].

II.8 Choix du maillage et discrétisation

II.8.1 Choix d'un maillage

La méthode des éléments finis repose sur un découpage de l'espace selon un maillage. Généralement pour la modélisation en 3D on choisit un maillage tétraédrique ou quadratique mais rien n'interdit de choisir des maillages plus complexes. Il n'est pas non plus nécessaire que le maillage soit régulier et on a tendance à le resserrer près des endroits d'intérêt, par exemple aux endroits où on pense qu'il y a une variation de gradient de température. Cependant, il faut veiller à avoir des éléments faiblement distordus (se rapprocher d'un polygone régulier). Plus ce maillage est resserré, plus la solution que l'on obtient par la méthode des éléments finis sera précise et proche de la "vraie" solution de l'équation aux dérivées partielles [9].

II.8.2 Fonctions de base

On doit après prendre une base de fonctions "adaptées" au maillage. Plusieurs

choix sont alors possibles. En général, les fonctions de base utilisées pour les éléments finis sont interpolantes, c'est-à-dire que les valeurs nodales sont les valeurs des grandeurs inconnues aux nœuds.

La plus simple est l'emploi des polynômes de Lagrange. Dans cette méthode les fonctions de base valent 1 à un nœud du maillage et 0 à tous les autres. La fonction de base i est alors la fonction valant 1 au nœud i et 0 sur les autres nœuds et qui est polynomiale sur chaque élément.

On appelle élément la donnée d'une géométrie (souvent polygonale en 2D, polyédrique en 3D) et de fonctions de base associées à cette géométrie.

En 3D :-tétraèdre de degré 1, (quatre nœuds, linéaires)

-cube de degré 1, (huit nœuds, linéaire)

Ces deux sont les plus utilisés, pour notre cas d'étude on a opté pour le tétraédrique régulier à cause des simplifications que ceci propose pour l'outil informatique : (4 nœuds < 8 nœuds par éléments \rightarrow 1/2 le calcul à faire \rightarrow 1/2 le temps de simulation).

II.8.3 Discrétisation :

Soit le maillage M et la base $b = (e_1.. e_n)$ associée. Puisque la condition de Dirichlet¹ impose des fonctions nulles aux bords, on utilise uniquement la sous base b limitée aux points intérieurs de Ω . On cherche la solution \bar{u} du problème discrétisé ainsi :

$$\bar{u} \in V_n^0 \setminus \forall v \in V_n^0, a(\bar{u}, v) = L(v)$$

Or dans cet espace discrétisé, dire que tout vecteur vérifie la proposition précédente est équivalent à dire que tous les vecteurs de la base vérifient la proposition. Si l'on impose la solution \bar{u} bar dans la base des e_i intérieurs, en composantes u_i on obtient :

$$\forall j \in [1, \dots, n] \sum_{i=1}^n u_i a(e_i, e_j) = L(e_j)$$

L'idée est que quand le maillage se resserre et que le nombre de fonctions de base n tend vers l'infini (et que l'espace engendré par cette base V_n^0 croit vers V_0), les solutions u_n devront converger vers la solution u de l'équation aux dérivées partielles de départ [18].

II.8.4 Problème sous forme matricielle

la matrice A ayant pour composantes les $a(e_i..e_j)$;

le vecteur U ayant pour composantes les u_i qui sont les coordonnées de la solution approché sur la base b ;
le vecteur B ayant pour composantes les $L(e_j)$.

Alors A est symétrique, définie positive donc inversible. On obtient donc l'existence et l'unicité de $U = A^{-1} B$. Grâce aux coordonnées de \bar{u} sur la base b on peut alors construire la solution approchée \bar{u} . Quand le maillage se resserre cette solution approchée va tendre vers la vraie solution de l'équation aux dérivées partielles de départ. Pour le cas avec une deuxième discrétisation de $L(e_j)$ on obtient : $AU = Mf$

Où M est appelée la matrice de masse et contient les $\int e_i \cdot e_j$ f est un vecteur contenant les coordonnées de f dans la base. La méthode est alors la même qu'avec une seule discrétisation puisque A vérifié les mêmes propriétés. Cette méthode peut parfois être préférée quand on peut obtenir de façon simple la projection de f sur la base et la matrice M [19, 20, 21].

II.8.5 Algorithme

La méthode des éléments finis doit être conduite ainsi

On calcule la matrice de rigidité A ;

On détermine le membre de droite, en calculant les termes $L(e_j)$ ou alors par l'intermédiaire de la matrice de masse.

On résout le problème $AU = B$ ou le problème $AU = Mf$ suivant le niveau de discrétisation choisi. U est alors donné par $U = A^{-1}B$. Selon la base qui a été selon les données du problème, il faut choisir la méthode d'inversion la plus efficace pour

C'est l'étape la plus consommatrice en termes de puissance de calculs, et l'efficacité de la méthode en termes de temps de calculs se joue principalement sur cette étape.

On peut écrire \bar{u} grâce au vecteur U qui contient les coordonnées de \bar{u} sur la base b et obtenir une solution approchée au problème.

En mathématiques, une condition aux limites de Dirichlet (nommée d'après Johan Dirichlet) est imposée à une équation différentielle ou à une équation aux dérivées partielles lorsque l'on spécifie les valeurs que la solution doit vérifier sur les frontières/limites du domaine. Pour une équation différentielle, par exemple $y'' + y = 0$.

la condition aux limites de Dirichlet sur l'intervalle $[a, b]$ s'exprime par $y(a) = \alpha$ et $y(b) = \beta$ ou sont deux nombres donnés.

Pour une équation aux dérivées partielles, par exemple $\Delta y + y = 0$ où Δ est le Laplacien (opérateur différentiel), la condition aux limites de Dirichlet sur un domaine Ω s'exprime par : $y(x) = f(x)$ où f est une fonction connue définie sur la frontière

En analyse, une fonction réelle est dite coercive si "elle tend vers l'infini à l'infini" $\lim_{x \rightarrow \infty} (x) = +\infty$

II.8.5.1 Principe

Le milieu continu est "idéalisé" par la subdivision en un nombre fini d'éléments dont le comportement est représenté par un nombre fini de paramètres.

La résolution du problème global, obtenu par assemblage des éléments, suit les règles qui régissent les structures discrètes [19,21].

II.8.5.2 Les difficultés

D'ordre théorique : formulation des éléments.

D'ordre pratique Discrétisation du milieu continu (maillage) et qualité des résultats (convergence de la méthode).

II.9 Logiciels des éléments finis

Voici quelques logiciels qui utilisent la méthode des éléments finis :

- ABAQUS : logiciel pluridisciplinaire développé par la société Simulia (Dassault Systèmes).
- ANSYS : logiciel pluridisciplinaire développé par Ansys.
- CAST3M : logiciel pluridisciplinaire français développé par le CEA (gratuit pour l'enseignement et la recherche).
- COMSOL MULTIPHYSICS : logiciel élément finis alliant genericité (mécaniques des fluides, électromagnétisme, mécaniques des structures, thermique).

Dans notre travail de simulation nous avons choisi le logiciel COMSOL Multiphysics car il est un logiciel performant surtout pour la modélisation de plusieurs phénomènes simultanément comme son nom en anglais l'indique (multiphysics).

Chapitre III :
Les aciers inoxydables

III. Les aciers inoxydables

III.1 Introduction

On appelle « aciers inoxydables » les aciers dont l'élément d'alliage de base est le chrome à des teneurs supérieures à 10.5% (selon la norme Européenne EN 10088-1). Cet élément forme une couche d'oxyde qui protège l'acier. Ces alliages contiennent peu de carbone pour éviter la précipitation de carbures de chrome, mais beaucoup d'éléments agissant sur la résistance à la corrosion (Ni, Mo, Cu, Ti, Nb,...) [22].

Les aciers inoxydables présentent une grande variété de structures et donc de propriétés physiques, mécaniques et surtout chimiques. Les éléments d'addition présents dans les aciers inoxydables ont tendance à favoriser une structure aux dépens d'une autre selon leur caractère alphasène (Cr, Mo) et gammagène (C, Ni, Cu) et suivant leur concentration. Ces éléments sont ajoutés à l'acier inoxydable de base afin d'en modifier ou d'en améliorer les propriétés physiques, chimiques et mécaniques [23].

III.2 Diagramme d'équilibre Fe-Cr

Le chrome, de caractère carburigène, constitue l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables. Il génère la passivation de l'acier, par la formation d'un film passif que l'on trouve sous forme d'oxyde complexe de type $(Fe, Cr)_2O_3$ et d'hydroxyde $Cr(OH)_3 \cdot nH_2O$ dans le film passif [24,25]. De plus, le chrome favorise le domaine ferritique et élargit son domaine d'existence, c'est un élément alphasène. Le diagramme d'équilibre Fe-Cr (figure I.1) montre que l'existence de la phase γ est limitée à l'intérieur d'un domaine appelé « Boucle γ », cette situation est due à la structure cristallographique du chrome.

-Cr % < 13% : ces alliages sont susceptibles d'être totalement austénitiques (γ) ou partiellement ($\alpha + \gamma$) et peuvent donc subir la transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ par un chauffage ou un refroidissement.

-Cr % > 13 % : ces alliages sont toujours ferritiques à toutes températures et ne peuvent pas subir de trempe martensitique [27, 28,29].

Le détail de la boucle γ (Figure III.1) montre que, pour des teneurs en chrome inférieures à 10,5%, l'alliage Fe-Cr subit au chauffage une transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ et inversement au refroidissement. Pour des teneurs supérieures à 11,5 % seul le domaine ferritique existe. Dans l'intervalle compris entre 10,5 et 11,5% de chrome, les deux phases α et γ coexistent sous la forme d'une structure biphasée ($\alpha + \gamma$). L'étendue de domaine austénitique va être très fortement influencée par les éléments d'additions. Les éléments gammagènes (Ni, C, N) stabilisent et élargissent le domaine austénitique. Les éléments alphasènes (Cr, Mo) stabilisent le domaine ferritique et réduisent le domaine austénitique [26,29].

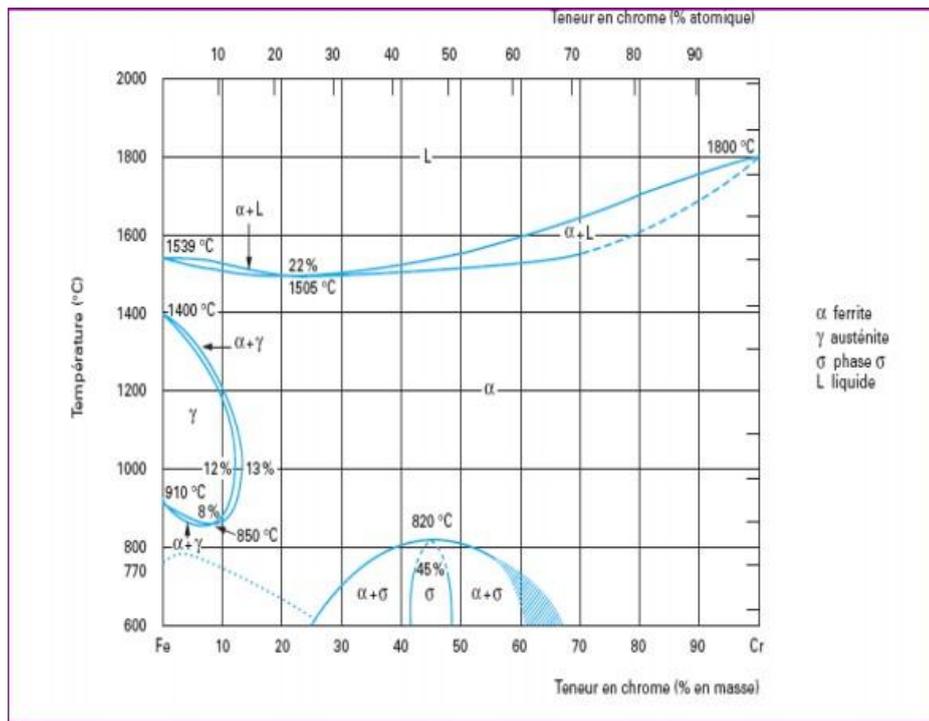


Figure III.1 : Diagramme d'équilibre Fe-Cr [26].

III.3 Diagramme d'équilibre Fe-Ni

Inversement au chrome, le Nickel élargit le domaine austénitique, c'est un élément gammagène de structure cubique à face centrée [28,29]. D'après le diagramme Fe-Ni, on constate qu'aux fortes teneurs en nickel, les alliages sont austénitiques de structure cubique à face centrée à la température ambiante, alors qu'aux faibles teneurs en nickel (plus basse que 5%) ils peuvent être ferritiques de structure cubique centrée. Mais aux teneurs intermédiaires les alliages Fe-Ni par refroidissement lent depuis le domaine austénitique γ se transforment en $\alpha+\gamma$ [30].

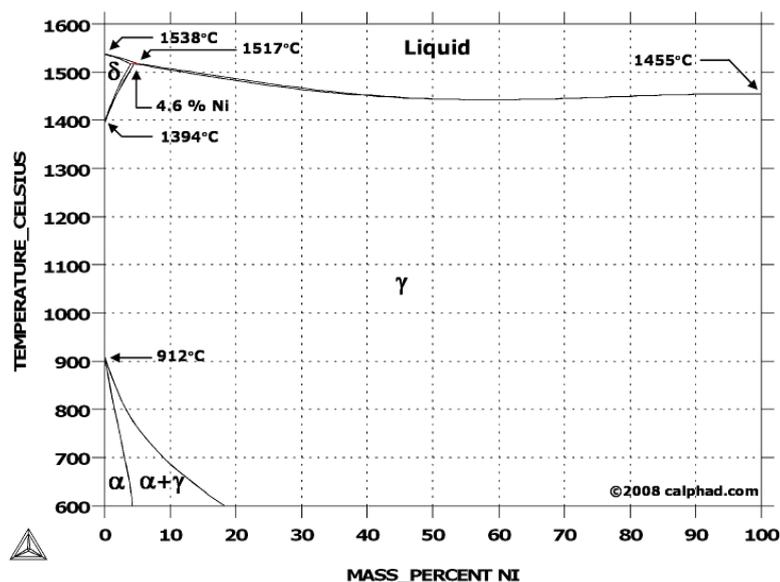


Figure III.2 : Diagramme Fe-Ni [26]

III.4 Système fer-chrome-carbone

Le carbone possède une action gammagène puissante, il élargit fortement le domaine austénitique. En outre, il peut donner lieu à la précipitation de carbures qui, bien qu'ils aient un pouvoir durcissant peuvent conduire néanmoins à des problèmes de tenue à la corrosion. Pour ces raisons, la teneur en carbone est dans la plupart des cas maintenue très basse [29,30]. Cela est illustré dans la figure III.3.

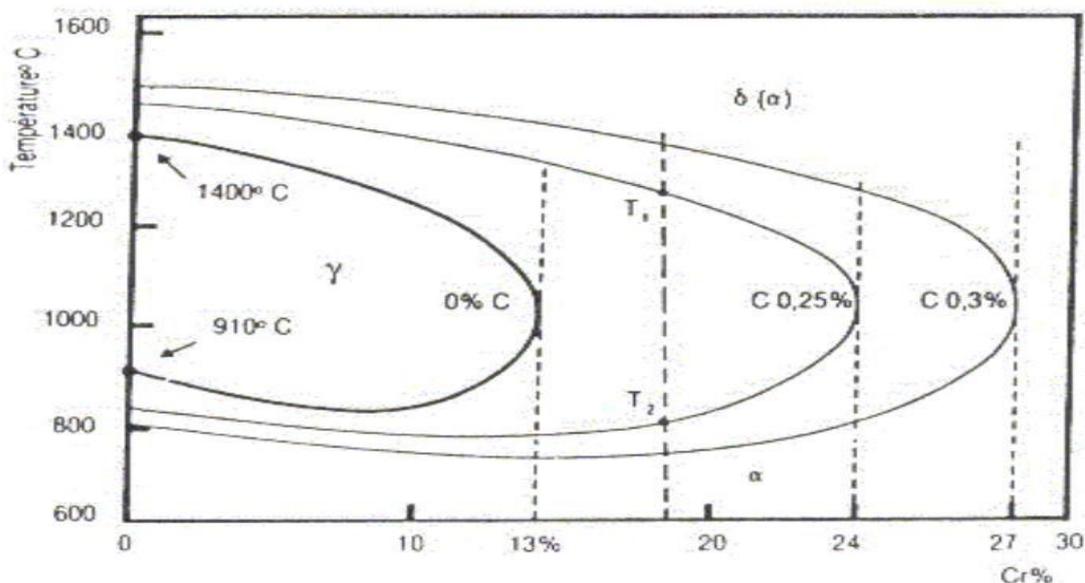


Figure III.3 : Projection sur le plan température/teneur en chrome des coupes du diagramme Fe-Cr-C pour des teneurs croissantes en carbone [26].

III.5 Système fer-chrome-nickel.

Le nickel, de structure cubique à faces centrées favorise l'extension du domaine austénitique. Il est avec le chrome un des plus importants éléments d'alliage des aciers inoxydables austénitiques et austéno-ferritiques.

Le nickel élargit en température et en concentration le domaine austénitique des alliages Fe-Cr. Le carbone a un pouvoir gammagène beaucoup plus prononcé que celui du nickel [34]. La figure III.4 présente le diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni.

Les aciers inoxydables sont classés en quatre grandes familles selon leurs structures :

- ❖ Martensitiques
- ❖ Ferritique
- ❖ Austénitiques
- ❖ Austéno-ferritiques (duplex)

La structure d'un acier inoxydable est fixée par le rapport entre les fractions massiques (composition) entre les éléments alphas (Cr, Mo) et gamagènes (Ni, C, N) [36].

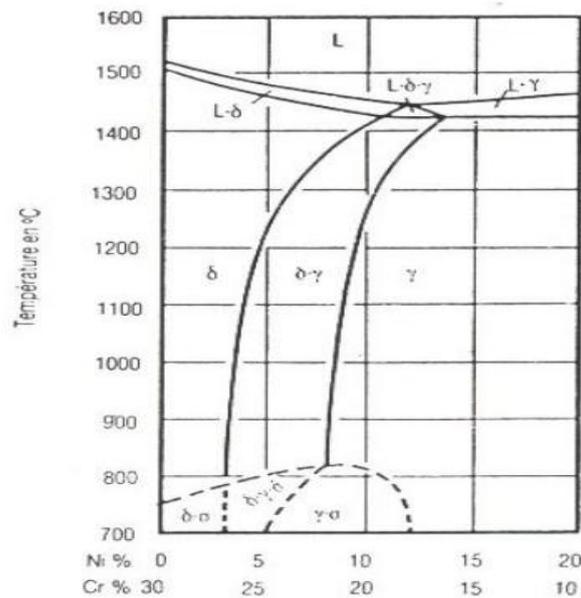


Figure III.4 : Coupe du diagramme Fe-Cr-Ni pour 65% de Fe [34].

III.6 Les aciers inoxydables duplex

Les aciers inoxydables duplex sont équilibrés chimiquement en éléments alphas et gamagènes pour présenter à la température ambiante une structure mixte composée sensiblement de 50% d'austénite et 50% de ferrite. Ils contiennent 22 à 25% de chrome et de 4 à 7% de nickel et une teneur en carbone inférieure à 0,03%. L'addition du molybdène et de l'azote leur confère une excellente résistance à la corrosion dans des nombreux milieux [36].

III.6.1 Classification des aciers duplex

Le tableau III.1 donne une classification de quelques nuances d'aciers inoxydables austéno- ferritiques avec la composition chimique.

Tableau III.1 : Composition chimique de quelques nuances d'aciers duplex [37,38]

Grade	UNS	EN	C	Cr	Ni	Mo	Mn	N	Cu	W
<i>Première génération des aciers inoxydables duplex</i>										
329	S32900	1.4460	0.08	23.0-28.0	2.5-5.0	1.0-2.0	1.0	-	23.0-28.0	2.5-5.0
3RE60	S31500	1.4417	0.03	18.0-19.0	4.3-5.2	2.5-3.0	1.5	0.05-0.10	18.0-19.0	4.3-5.2
UR50	S32404	-	0.04	20.5-22.5	5.5-8.5	2.0-3.0	2.0	-	1.00-2.00	-
<i>La génération moderne des aciers inoxydables duplex</i>										
2304	S32304	1.4362	0.03	21.5-24.5	3.0-5.5	0.0-0.6	2.5	0.05-0.20	-	-

2205	S31803	1.4462	0.03	21.0-23.0	4.5-6.5	2.5-3.5	2.0	0.08-0.20	-	-
2205	S32205	1.4462	0.03	22.0-23.0	4.5-6.5	3.0-3.5	2.0	0.14-0.20	-	-
2209	-	-	0.009	22.25	8.55	3.29	1.57	0.10	0.10	-
DP-3	S31260	-	0.03	24.0-26.0	5.5-7.5	5.5-7.5	1.0	0.10-0.30	0.20-0.80	0.10-0.50

III.6.2 Structure métallurgique

Les aciers laminés comme la nuance UNS S 31803 sont obtenus par moulage, écrouissage à chaud suivi d'une remise en solution et d'une trempe à l'eau. Le matériau est parfois de nouveau laminé à froid.

Il existe actuellement trois grandes nuances d'aciers inoxydables duplex laminés [36] :

- Les aciers laminés à faible teneur en molybdène de type UNS S 32304 (ou Z3CN 2304 AZ) qui peuvent être utilisés pour remplacer les aciers austénitiques 304 ou 316.
- Les aciers laminés standard de type UNS S 31803 (Z3CND 2205 AZ) largement étudiés dans la littérature. Ils sont également appelés par leur nom commercial SAF 2205.
- Les aciers laminés fortement alliés conçus spécialement pour les applications maritimes chimiques ou pétrolières. Ce sont des aciers de type UNS S 32760 (ou Z3 CNDU 2506).

Les aciers laminés ont en général des teneurs en ferrite et en austénite équivalentes, les deux phases se présentent sous forme de lattes allongées dans la direction du laminage (figure III.5). En raison de cette structure, le matériau possède une forte anisotropie qui se répercute sur les propriétés mécaniques. Il faut en effet souligner que les propriétés intrinsèques des nuances austéno-ferritiques sont dues pour partie à leur structure biphasée $50\alpha/50\gamma$ [34,36]. La structure de ces aciers, constituée de deux phases austénite et ferrite en quantité sensiblement égales, conduit à n'avoir pratiquement de joints de grains qu'entre austénite et ferrite [39].

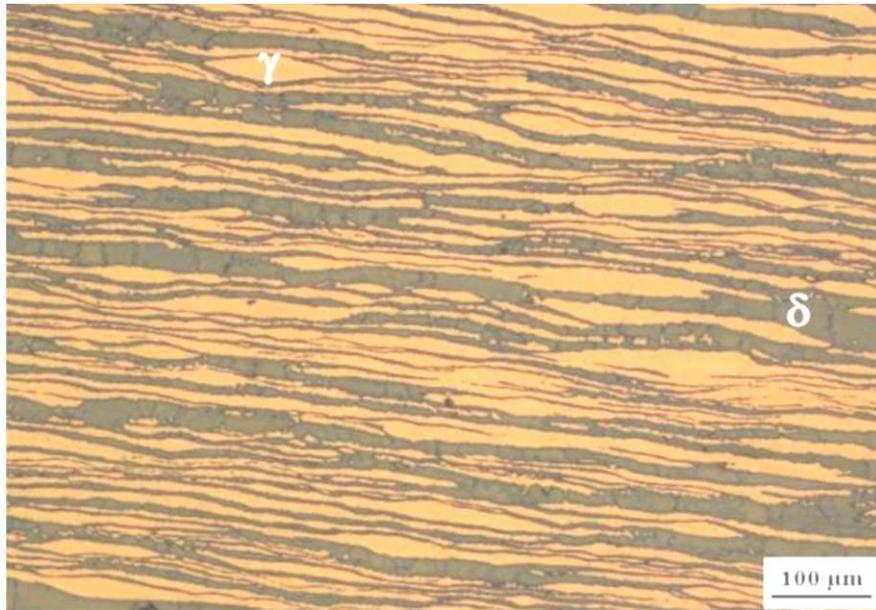


Figure III.5 : Microstructure type d'un acier duplex laminé [40].

Suivant d'une part les quantités relatives des éléments alphagènes et des éléments gammagènes et d'autre part, la température du traitement avant trempe. Lorsque cette dernière augmente, la quantité de la phase ferritique croît. Il faut souligner aussi que, les analyses des deux phases ne sont pas identiques, les éléments alphagènes se concentrant dans la phase ferritique et les éléments gammagènes dans la phase austénitique. Par exemple, pour un alliage contenant 22% de chrome, la teneur en chrome de la ferrite peut être de l'ordre de 24 % et celle de l'austénite de l'ordre de 20 %.

La structure biphasée de ces aciers ne présente pas que des avantages, elle a l'inconvénient de limiter de façon importante les températures d'utilisation, leur emploi est limité dans la zone de -50°C à $+320^{\circ}\text{C}$. En dessous, les valeurs de résilience chutent et l'on risque des ruptures fragiles. Au-dessus, on risque des précipitations qui entraînent des modifications structurales affectant profondément leur comportement [39].

III.6.3 Propriétés physiques des aciers duplex

Les aciers austéno-ferritiques possèdent des conductivités thermiques importantes que celles des aciers austénitiques, comme elles présentent un certain degré de magnétisme grâce à la 50% de la ferrite qu'ils contiennent. En plus les coefficients de dilatation thermique sont faibles, voisins de ceux des aciers aux carbonés [41,43]. Le Tableaux III.2 présente les propriétés physiques des aciers inoxydables duplex.

Tableau III.2 : propriétés physiques et la teneur en ferrite [43].

<i>Désignation</i>	<i>UNS nombre</i>	<i>Densité (g/cm³)</i>	<i>Chaleur spécifique (J/Kg• K°)</i>	<i>Résistivité électrique (μΩ/m)</i>	<i>Module d'Young</i>
2304	S 32 304	7,75	482	0.80	200
2205	S 31 803	7,85	482	0,80	200
255	S 32 550	7,81	488	0.84	210
2507	S 32 550	7.79	485	0.83	200

III.6.4 Propriétés mécaniques des aciers duplex

Les aciers inoxydables duplex possèdent des propriétés mécaniques très importantes. Les limites d'élasticités sont élevées par contre la ductilité reste satisfaisante grâce à la présence de la matrice austénitique qui conserve aussi une bonne ténacité. La dépendance des propriétés mécaniques avec la teneur en ferrite est présente dans le Tableau III.3 [41].

Tableau III.3 : propriétés mécaniques et la teneur en ferrite [41].

<i>Acier</i>	<i>[α]%</i>	<i>R₀, 02(Mpa)</i>	<i>R_m (Mpa)</i>	<i>A%</i>	<i>KCU (J/cm)</i>
Z6CN 18-10(AISI 304L)	0	220	590	50	2200
Z3CNDU 21-8	65	350	670	35	180
Z5CNDU 26-6	80	800	850	20	100

Il faut bien noter que les propriétés des aciers inoxydables duplex sont influencées par la composition de l'acier et les températures de traitement thermique ainsi les durées de maintien [41].

Tableau III.4 : Quelques propriétés mécaniques selon la spécification ASTM pour tôles en aciers austéno-ferritiques [44].

<i>Désignation</i>	<i>UNS</i>	<i>Résistance à la traction (min)</i>	<i>Limite élastique (min)</i>	<i>Elongation (min)</i>	<i>Dureté (min)</i>	
					<i>Brinell</i>	<i>RHB</i>
2304	S 32 304	600	400	25	290	
2205	S 31 803	620	450	25	293	
255	S 32 550	760	550	15	293	
2507	S 32 550	795	550	15	310	

D'après le tableau III.4, les durestés Brinell et Rockwell (HRB) sont élevées. Ces durestés varient de 290 et 310 (HRB) selon les différentes nuances d'aciers. Les aciers austéno ferritiques peuvent être durcis par traitement thermique ou par écrouissage [43].

La résistance aux chocs des aciers inoxydables duplex reste toujours excellente même à basses températures. La ténacité de ces aciers dépend de la composition chimique, ainsi, des éléments résiduels qui jouent un rôle important. Elle est améliorée par la réduction de la teneur en oxygène. La ténacité est affectée par toute précipitation des phases intermétalliques, notamment la phase sigma conduit à une diminution très accentuée de la ténacité [41,43].

Les résultats de l'essai de résilience à basse température pour différents aciers inoxydables duplex dont le plan de l'entaille est transversal à la direction du laminage sont montrés dans la Figure III.6.a [43]. Leur usage peut être envisagé jusqu'à -50°C , voire des températures inférieures avec des précautions particulières [41].

La ténacité est inversement proportionnelle au taux de ferrite, en particulier quand le taux de ferrite est au voisinage de 80%, la ténacité est réduite et de même pour la température de transition ductile-fragile (Figure III.6.b) [43].

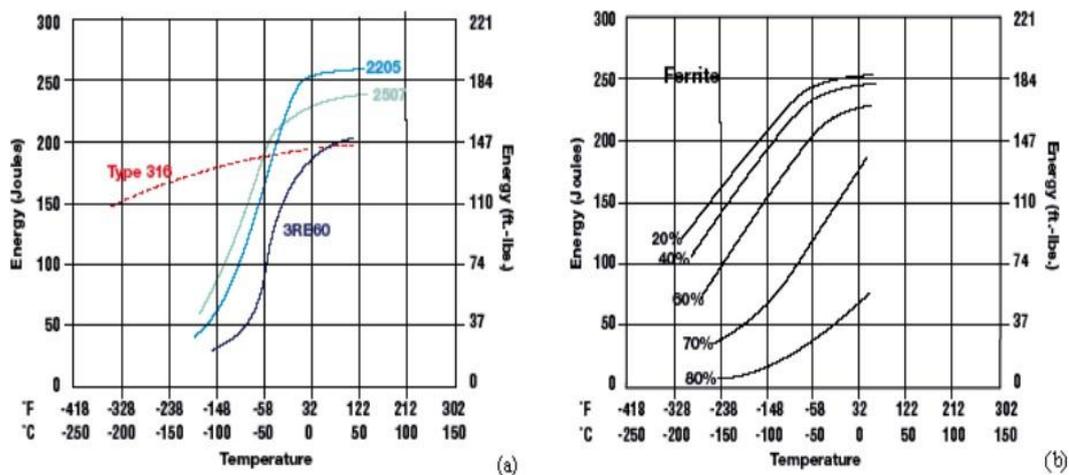


Figure III.6 :(a) Résilience d'aciers inoxydables duplex ; (b) effet de la ferrite sur les propriétés de résilience des aciers inoxydables duplex [44].

III.6.5 Résistance à la corrosion des aciers duplex

La résistance à la corrosion des aciers inoxydables austéno-ferritiques est due à l'existence d'une couche passive superficielle (épaisseur de l'ordre 10 à 12 μm) [41,43]. La composition de cette couche passive est assez différente de celle de l'acier en raison des divers processus d'enrichissement, (élément d'addition Cr, Ni, Mo...), ou de dissolution préférentiel (Fe), qui se produisent au contact des divers milieux agressifs [41].

III.7 Les aciers inoxydables austénitiques :

III.7.1 Structure des aciers austénitiques

L'austénite (phase gamma) présente une structure atomique cubique face centrée (cfc), non magnétique et ductile dans une très large plage de température (des températures cryogéniques aux températures de fluage). Elle ne présente pas de domaine de fragilité. La résistance mécanique est élevée à basse température. De hauts niveaux de résistance mécanique sont obtenus après écrouissage par déformation à froid. Les nuances austénitiques sont adoucies par remise en solution des constituants préalablement précipités dans la plage de températures 1 000-1 200 °C. L'austénite ne durcit pas par traitement thermique. [50]. La structure micrographique de l'acier austénitique 316L est présentée dans la figure III.7

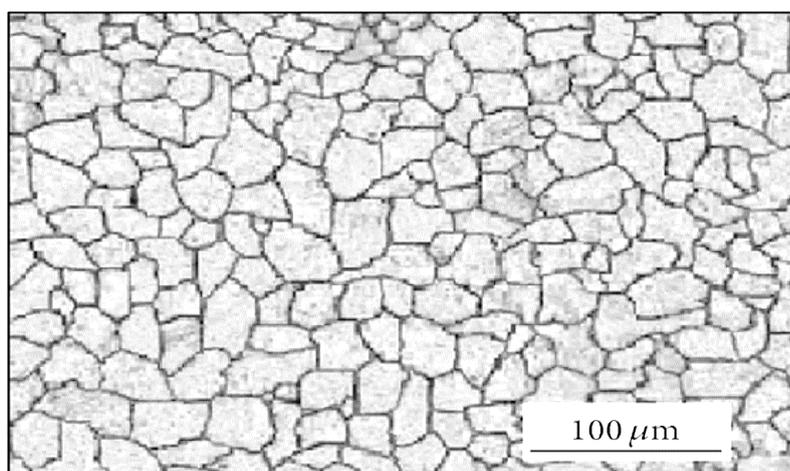


Figure III.7 : Structure d'un acier inoxydable austénitique

Les nuances « super austénitiques » présentent une excellente résistance à la corrosion dans des environnements agressifs, en raison de hautes teneurs en Cr, Mo et N (exemples : X1CrNiMoCuN20-18-7 et X1CrNiMoCuN24-22-8 [50]. Les aciers austénitiques forment une famille très vaste composée de nombreuses sous-familles en fonction de leurs propriétés de tenue à la corrosion ou d'emploi. Aciers austénitiques spéciaux pour l'urée ou l'acide nitrique (**tableau III.5**) [47].

Tableau III.5 : Aciers inoxydables austénitiques courants.

Type	ASTM	EN	C (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	N (%)	Autres (%)
18.8	304	1.4301	< 0,08	18,5	8,5			
	304L	1.4307	< 0,030	18,5	8,5			
18.10Mo	316L	1.4404	< 0,030	17	10,5	2,1		
	316LMo	1.4432	< 0,030	17	10,5	2,6		
18.8N	304LN	1.4311	< 0,030	18,5	8,5		0,15	
18.10.MoN	316LN	1.4406	< 0,030	17	10,5	2,1	0,15	
18Ti	321	1.4541	< 0,08	17,5	9,5			Ti < 5 × C
18Nb	347	1.4550	< 0,08	17,5	9,5			Nb > 10 × C

18.10MoTi	316Ti	1.4571	< 0,08	17	11	2,1		Ti > 5 × C
18.10MoNb	316Nb	1.4580	< 0,08	17	11	2,1		Nb > 10 × C

Malgré les progrès incontestables réalisés, en matière de ductilité et de ténacité, par les aciers inoxydables ferritiques, les aciers inoxydables austénitiques du type Fe-Cr-Ni représentent encore 80 % du marché mondial. Ceci est dû au fait que leur structure cristallographique de type cubique à faces centrées leur confère une ductilité et une ténacité exceptionnelles depuis les températures cryogéniques jusqu'à plusieurs centaines de degrés Celsius. A ces propriétés intrinsèques, il faut ajouter une excellente soudabilité opératoire et métallurgique, ce qui facilite la mise en œuvre [46].

III.7.2 Propriétés des aciers austénitiques

III.7.2.1 Propriétés mécaniques

Les aciers austénitiques se distinguent aussi par leur bonnes caractéristiques mécaniques aussi bien à hautes qu'à basses températures. Jusqu'aux températures d'environ 600 °C se produit une chute lente de résistance. Aux températures de service situées au-dessus de 600°C, les aciers austénitiques se distinguent essentiellement des aciers ferritiques par de meilleures caractéristiques mécaniques. Moyennant certaines restrictions ou modifications de leurs compositions chimiques ces aciers sont aussi utilisés comme matériaux réfractaires et résistants mécaniquement à chaud.

Les propriétés mécaniques des aciers austénitiques (**tableau III.6**) dépendent de trois facteurs principaux :

- ✓ la **composition** et en particulier leur teneur en éléments interstitiels (carbone + azote).
- ✓ leur **état d'écrouissage**, qui augmente très rapidement leur limite élastique réelle, en particulier lors d'opérations de pliage ou formage à froid.
- ✓ leur **taille de grain** contrôlée par les conditions de traitement thermique [47].

Par rapport aux nuances martensitiques et ferritiques qui sont ferromagnétiques, les alliages austénitiques à l'état d'hypertrempe, c'est-à-dire lorsque leur structure est entièrement austénitique, sont amagnétiques.

Tableau III.6 : Propriétés mécaniques des aciers austénitiques (valeurs minimales)[47].

ASTM	EN	$R_{p\ 0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	KV travers (J)
304	1.4301	210	520	45	60
304L	1.4307	200	500	45	60
316L	1.4404	220	520	40	60
316LMo	1.4432	220	520	40	60
304LN	1.4311	270	550	40	60
316LN	1.4406	280	580	40	60
321	1.4541	200	500	40	60
347	1.4550	200	500	40	60
316Ti	1.4571	220	520	40	60
316Nb	1.4580	220	520	40	60

III.7.2.2 Propriétés physiques :

Le module d'élasticité des aciers inoxydables austénitiques est de l'ordre de 200 000 N/mm². Comme cela a déjà été indiqué, suivant leur instabilité, leurs caractéristiques mécaniques R_m , R_p et A peuvent varier dans de grandes proportions suivant le taux d'écroutissage qui leur est appliqué. Par rapport aux nuances martensitiques et ferritiques qui sont ferromagnétiques, les alliages austénitiques à l'état d'hypertrempe, c'est-à-dire lorsque leur structure est entièrement austénitique, sont amagnétiques. [55].

Tableau III.7 : Principales propriétés physiques des aciers inoxydables austénitiques [55].

Masse volumique	Module d'Young	Coefficient de dilatation linéaire entre 20 et 200 C	Capacité thermique massique	Résistivité électrique à 20 C
(kg/dm ³)	(N/mm ²)	(en 10 ⁻⁶ K ⁻¹)	(J.kg ⁻¹ . K ⁻¹)	(μΩ.m)
7,9	200 000	16,0	500	0,73

III.7.2.3 Résistance à la corrosion :

Les courbes de polarisation $i = f(E)$ des alliages Fe-Cr-Ni montrent très clairement l'influence du chrome sur l'intensité critique du pic d'activité et sur l'étendue du domaine de passivité (**figure III.8**). La sensibilisation de l'acier, c'est-à-dire la précipitation de carbures de chrome Cr₂₃C₆ aux joints de grains, est la conséquence d'un chauffage et d'un maintien suffisamment long entre 500 et 800 C. Elle peut aussi être la conséquence d'un traitement d'hypertrempe (chauffage vers 1 050 C) suivi d'un refroidissement trop lent. Plus fréquemment, ce phénomène est provoqué par l'opération de soudage dans une zone (ayant atteint une température comprise entre 500 et 800 C) appelée zone affectée thermiquement (ZAT) ou zone affectée par la

chaleur (ZAC). Une température d'utilisation de l'acier anormalement élevée provoquera le même effet de sensibilisation. Ceci a été observé dans le cas d'échangeurs thermiques ou de la gaine de résistances blindées utilisées pour le chauffage de liquides. Dans les deux cas, c'est le tartre qui, agissant comme un isolant thermique, perturbe les échanges entre les deux flux thermiques [53].

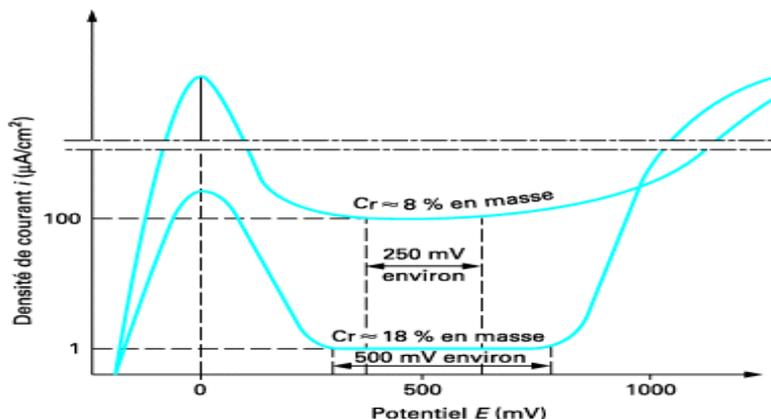


Figure III.8 : Influence de la teneur en chrome sur l'allure des courbes de polarisation anodiques $i = f(E)$ de deux alliages Fe-Cr-Ni en milieu sulfurique [8].

Dans tous ces phénomènes de précipitation, le carbone joue un rôle majeur car il influence directement la cinétique de précipitation des carbures. La précipitation des carbures $Cr_{23}C_6$ comporte une phase de germination et une phase de croissance liées à l'énergie d'activation du chrome, du carbone, du nickel et du fer. Pour un alliage austénitique contenant 0,05 % de carbone, l'énergie d'activation des éléments Fe, Cr et Ni aux joints de grains est respectivement de 190, 245 et 175 $kJ.mol^{-1}$. Le nickel, au contraire du chrome, exerce une action défavorable car il diminue la solubilité du carbone dans la phase γ . Quant à l'azote, il exerce une action favorable en limitant la vitesse de précipitation des carbures de chrome et en favorisant la formation de carbonitrides transgranulaires [53].

Partie
Travaux et résultats

Chapitre IV :
Méthode et outils de la simulation

IV. Méthode et outils de la simulation

IV.1 COMSOL Multiphysics 5.2

COMSOL Multiphysics est un logiciel de plate-forme à usage général pour les applications d'ingénierie de modélisation. Vous pouvez utiliser le package principal seul ou étendre ses fonctionnalités avec n'importe quelle combinaison de modules supplémentaires pour simuler des conceptions et des processus basés sur l'électromagnétisme, la mécanique des structures, l'acoustique, le flux de fluide, le transfert thermique et le comportement chimique.

IV.1.1 Avantages

- ✓ COMSOL Multiphysics (FEMLAB) est un logiciel de résolution de modèles différentiels.
- ✓ Multiphysique (généricité, couplage mécaniques des fluides Électromagnétisme, mécaniques des structures, thermique) par ÉLÉMENTS FINIS.
- ✓ Nombre illimité d'interactions entre différentes physiques.
- ✓ COMSOL Multiphysics est multiplateforme : Windows, Mac, GNU/Linux...
- ✓ Il Contient la plupart des équations.

IV.1.2 Interface de logiciel

L'interface de COMSOL est constituée de :

- Une barre d'outils d'accès rapide : ou différents raccourcis de fonctionnalités peuvent être ajoutées.
- Un ruban de fonctions : incluant le model, les définitions, la géométrie, les matériaux, les modules des phénomènes physiques, le maillage, le calcul et les résultats.
- Le constructeur du model étudié : c'est un ensemble de racines d'options de chaque module peut être ajouté, modifié, désactivé ou supprimé.
- La fenêtre des options : interactive, elle change à chaque fois qu'une racine est sélectionnée.

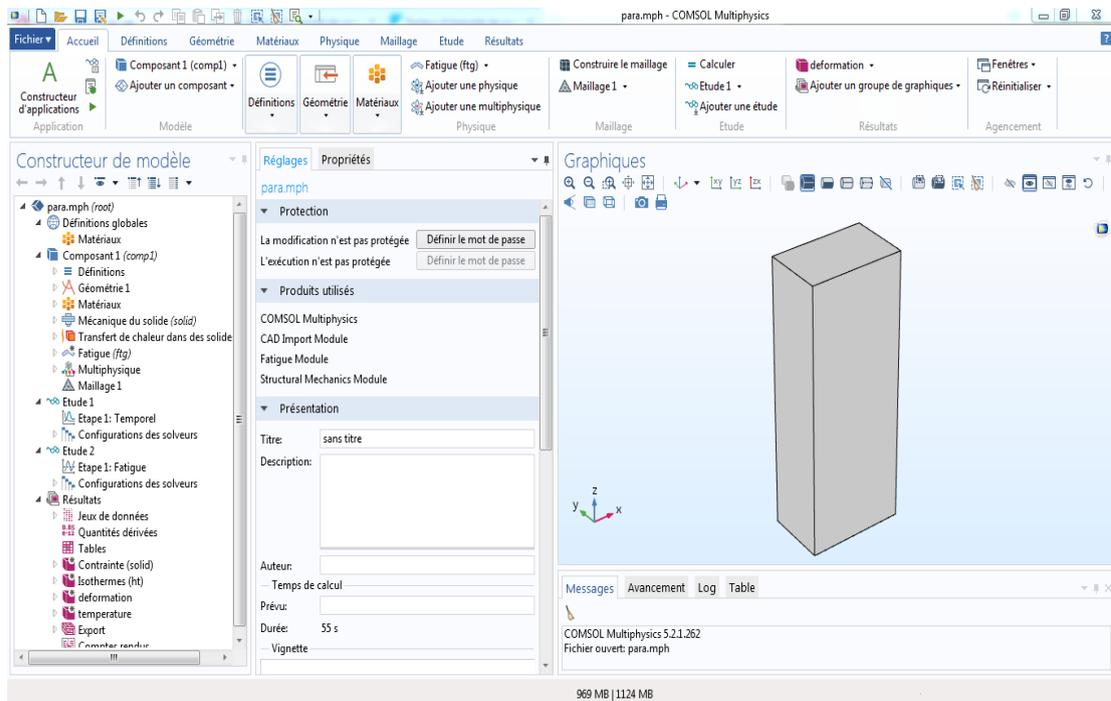


Figure IV.1 : capture d'écran de l'interface du logiciel COMSOL Multiphysics 5.2

IV.1.3 La fonction « définitions »

On peut mettre et définir dans cette partie toutes les fonctions les tableaux de résultats les variables et les constantes que nous voulons travailler avec dans la suite de notre simulation, dans mon travail j'ai défini la fonction de température en fonction du temps $T=f(t)$ (le cycle thermique) et les dimensions des géométries utilisées.

IV.1.4 Choix des modules physique

Dans la présente étude nous avons travaillé avec trois modules physiques pour simuler le phénomène :

- ❖ L'interface « Transfert de chaleur dans des solides » : elle utilisée pour simuler le flux de chaleur et suivre les variations de la température et les contraintes durant un cycle thermique.
- ❖ L'interface « Mécanique du solide » : elle est utilisée pour définir les conditions mécaniques de travail (dans notre travail encastrement des deux extrémités de chaque pièce).
- ❖ L'interface « Fatigue » : est utilisée pour l'évaluation de la fatigue basée sur le stress, la tension ou les résultats énergétiques calculés par d'autres interfaces physiques de mécanique de structure. À l'aide de cette interface, vous pouvez calculer le risque de fissures de fatigue comme effet de charges répétées dans une structure où l'état de contrainte et de déformation pendant un seul cycle de charge a été calculé en utilisant l'une des interfaces physiques suivantes: Mécanique des solides, Dispositifs piézoélectriques , Shell, Dynamique multidimensionnelle, Stress thermique et Chauffage Joule avec expansion thermique. Le cycle de chargement a pu être calculé à l'aide d'une séquence de cas de charge stationnaire, d'une solution paramétrique ou d'une solution dépendant du temps. Il est également possible d'effectuer une analyse des contraintes du

flux de pluie en fonction des historiques de charge mesurés.

Dans de tels cas, le module « Multiphysics » est incontournable car il permet de combiner les effets de tous les modules dans le même calcul.

IV.1.5 Choix du type d'étude

Après sélection des modules physiques, plusieurs cas d'étude sont possibles. Dans notre étude nous avons deux calculs à faire et donc deux modes d'étude :

- 1- Etude « Temporel » ; est utilisée pour calculer la variation de la température, les contraintes thermiques et les déformations au cours d'un cycle.

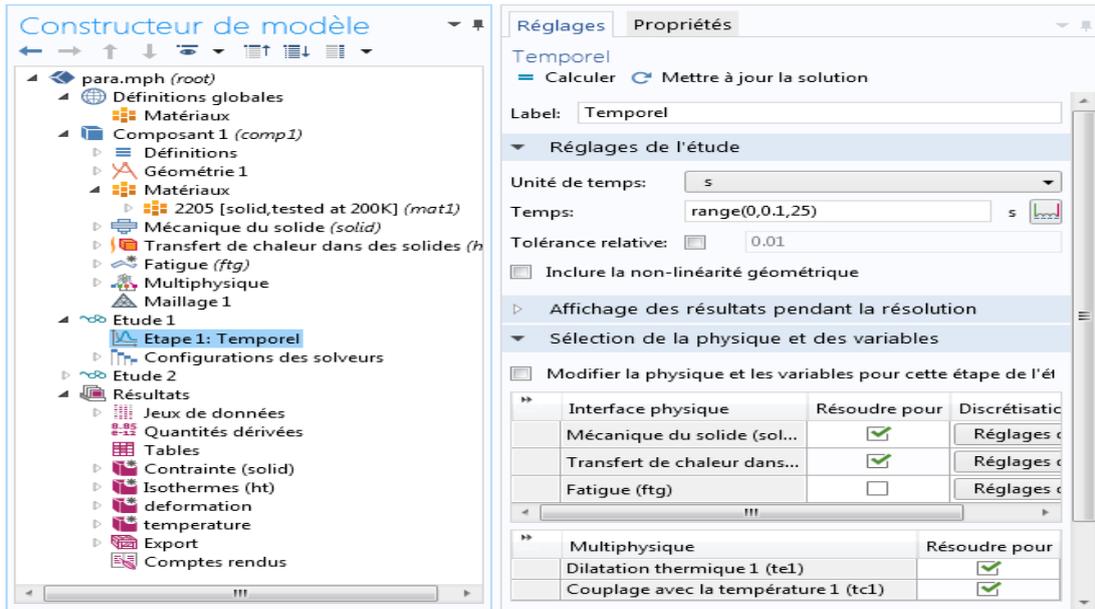


Figure IV.2 : capture d'écrans de l'étude <temporel> utilisée à COMSOL multiphysics

- 2- Etude « cyclique » : pour le calcul de la fatigue, elle utilise les résultats de l'étude précédente pour faire l'étude cyclique et prévoir la durée de vie

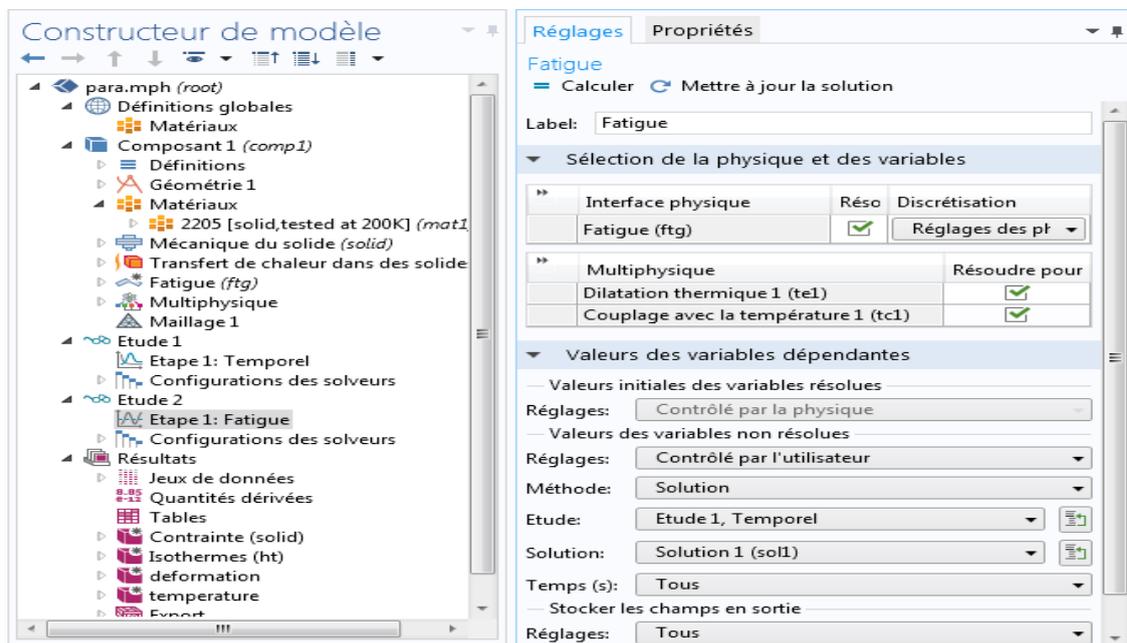


Figure IV.3 : capture d'écrans de l'étude <fatigue> utilisée à COMSOL multiphysics

5.2

Des modes combinés sont aussi disponibles comme l'analyse « précontrainte, fréquences propres » qui est utilisée pour calculer les fréquences et les modes propres qui sont influencés par un chargement statique. Elle consiste en deux étapes : une étude en régime stationnaire suivie par une étude en régime de fatigue.

IV.1.6 Géométrie

La construction géométrique est l'une des étapes les plus importantes. Elle permet de construire la forme de la pièce ou de l'ensemble des pièces ou bien de l'espace sur lesquels on fait notre simulation. Aussi, si la géométrie a été construite par un logiciel de conception mécanique (Solidworks, AutoCAD...) la pièce peut être « importée » est intégrée dans le logiciel.

Des fonctionnalités très intéressantes permettent de fusionner ou fractionner des géométries. Aussi, les opérations virtuelles sont très pratiques pour un maillage optimal.

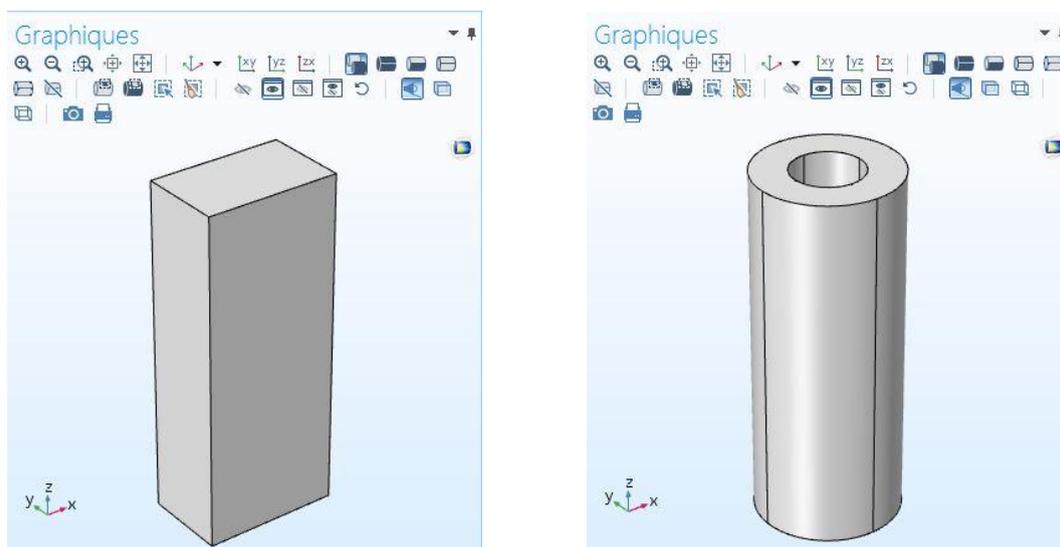


Figure IV.4 : captures d'écran des géométries utilisées.

IV.1.7 Choix du matériau

COMSOL Multiphysics inclut les paramètres des matériaux les plus usuels illustrés sur la figure IV.5 :

- Gaz : O₂, air, vapeur d'eau, gaz rares ... etc.
- Liquides : eau, huiles de lubrification, solutions chimiques...etc.
- Éléments chimiques du tableau périodique
- Alliages métalliques
- Matériaux non-métalliques : polymères, céramiques, semi-conducteurs, ... etc.

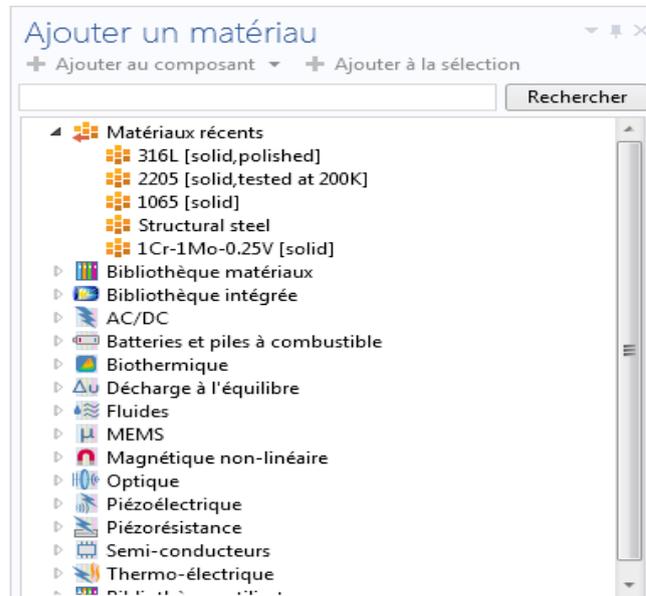


Figure IV.5 capture d'écran de l'explorateur des matériaux.

Il est possible d'intégrer plusieurs matériaux dans un même composant pour l'étude de système hétérogènes. Lors de la sélection d'un matériau pour un domaine de volume donné, les paramètres sont vérifiés selon le module physique pour lequel le matériau est sélectionné. Si les équations font intervenir un paramètre non-intégré dans la base de donnée du logiciel, l'utilisateur doit l'introduire.

IV.1.8 Le maillage

Le maillage est la dernière étape avant le calcul. Il permet de choisir des formes de mailles adaptées à la géométrie et au module physique. En effet, bien que le maillage par défaut est tétraédrique pour les géométries à 3D et triangulaire pour les géométries à 2D, il est possible de changer ces dernières par des géométries rectangulaires paramétrées. Il est même possible de combiner plusieurs formes de maillage à condition que la continuité des nœuds soit respectée.

La taille des mailles (ou résolution) est tout aussi importante, elle permet non seulement d'assurer la convergence de la solution mais aussi la précision de cette dernière.

Pour notre cas on utilise le maillage tétraédrique fine pour assurer la convergence de la méthode et aussi pour trouver des résultats plus précis.

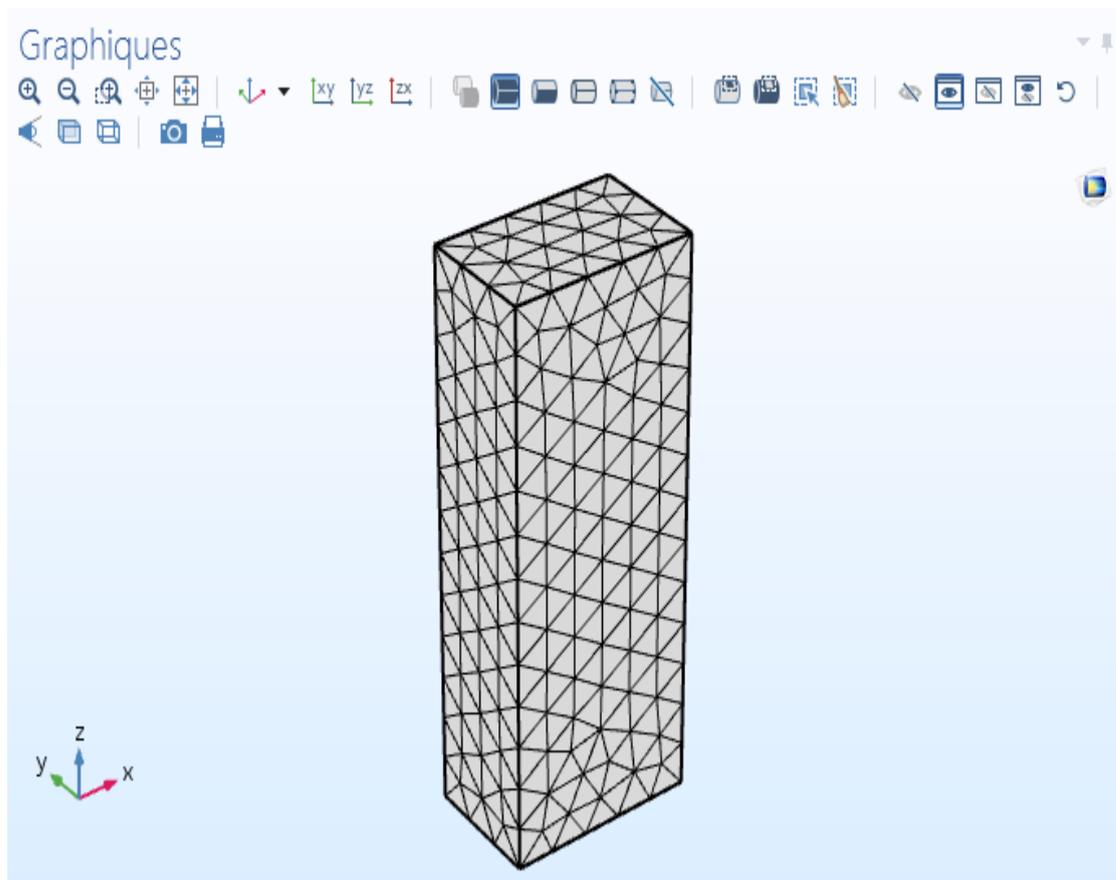


Figure IV.6 discrétisation en éléments tétraédriques.

IV.1.9 Calcul

C'est l'étape finale du calcul en éléments finis. C'est là que les quadratures sont calculées, que le système discret est écrit sous forme matricielle et qu'il est résolu. Le logiciel utilise par défaut un algorithme basé sur la méthode de décomposition LU pour résoudre les systèmes matriciels, le calcul ne fait que résoudre le système itératif. Il ne calcul donc que les paramètres des fonctions des modules physiques. Si par exemple nous voulons calculer un gradient à partir de la solution, l'opération s'effectue au niveau du traitement des résultats.

IV.1.10 Affichage et export des résultats

Tous les calculs sont illustrés sous formes de graphes, tableaux, nuages de points, surfaces isoparamétriques ...etc. les résultats peuvent être exportés directement sous formes de tableaux de données, de photos, vidéos ...etc. ou alors être traités par des relations mathématiques pour ensuite être exportées.

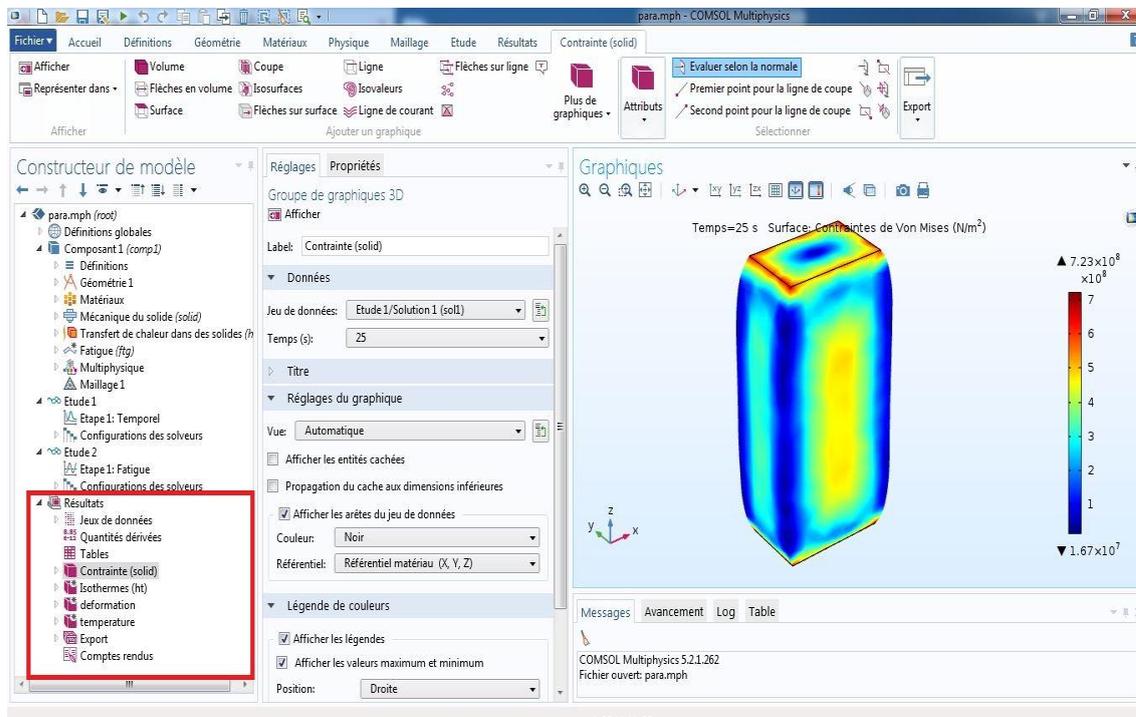


Figure IV.7 capture d'écran de l'explorateur des résultats.

IV.2 Travail et calcul

Dans cette partie nous allons vous montrer les étapes et les paramètres de travail ainsi que les équations utilisées dans la simulation.

Le travail consiste à une simulation de 4 pièces qui ont deux formes différentes (cylindrique creuse et parallélépipédique) et avec deux matériaux pour chaque forme (acier duplex 2205 et acier austénitique 316L).

La simulation avec COMSOL Multiphysics nous a donné la distribution de la température, les contraintes et les déformations pour chaque pièce au cours du cycle thermique appliqué, ainsi que la durée de vie en fonction du nombre des cycles jusqu'à la rupture.

IV.2.1 Eprouvettes de l'étude

Les produits de base sont :

-  Un cylindre creux avec un diamètre extérieur de à 4 cm, un diamètre intérieur de 2cm et une longueur de 10 cm.
-  Un parallélépipède de 4 cm de largeur, 2 cm de hauteur et 10 cm de longueur.

Les deux matériaux utilisés dans notre travail sont :

- Acier inoxydable duplex 2205
- Acier inoxydable austénitique 316L

Les compositions chimiques des matériaux utilisés sont illustrées dans (Tableau IV.1 et le Tableau IV.2) :

Tableau IV.1 : composition chimique de l'acier inoxydable duplex 2205.

élément	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	S	P
%	0.04	0.36	0.74	21.8	5.7	2.75	0.144	0.019	0.024

Tableau IV.2 composition chimique de l'acier inoxydable 316L.

élément	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	S	P
%	0.026	0.46	1.54	18.21	12.82	2.63	0.03	0.011	0.018

Les caractéristiques mécaniques et physiques que nous avons besoin sur les deux matériaux sont illustré dans (Tableau IV.3 et Tableau IV.4) :

Tableau IV.3 caractéristiques mécaniques et physiques de l'acier inoxydable duplex 2205.

R_{e0.2} MPa	R_m MPa	A %	Dureté HRC	Resilience daJ/cm²	E MPa	λ K⁻¹
523	677	36	23	22.5	12.6 10 ⁵	12 10 ⁻⁶

Tableau IV.4 caractéristiques mécaniques et physiques de l'acier inoxydable 316L.

R_{e0.2} MPa	R_m MPa	A %	Dureté HV	E MPa	λ K⁻¹
196	602	62	187	1.93 10 ⁵	15.9 10 ⁻⁶

IV.2.2 Simulations de la fatigue

Pour terminer les variations des contraintes et des déformations lors d'un cycle on utilise L'étude « Temporel » et on utilise une combinaison de deux modules physique ;

- L'interface « mécanique du solide » est destinée à l'analyse générale de structures en 3D, 2D ou les géométries axisymétriques. Elle est basée sur la résolution des équations de Navier et calcule les déplacements, les contraintes et les déformations. Elle supporte les géométries non-linéaires et les conditions aux limites avancées comme les contraintes et les charges mobiles. Pour les matériaux, l'interface permet de travailler avec les cas de plasticité, d'hyper-élasticité et de fluage.
- L'interface « Transfert de chaleur dans les solides » pour la modélisation du transfert de chaleur par conduction, convection et rayonnement. Un modèle solide est actif par défaut sur tous les domaines. Toutes les fonctionnalités de ces autres types de domaines, comme un domaine fluide, sont également disponibles. L'équation de température définie dans les domaines solides correspond à la forme différentielle de la loi de Fourier.

Toutes les caractéristiques mécaniques dont nous avons besoins, à savoir : le module d'Young, la densité et le module de Poisson sont disponibles par défaut, nous n'avons donc pas besoins de les introduire.

IV.2.2.1 Conditions initiales et conditions aux limites

Les extrémités des deux éprouvettes (cylindrique et parallélépipédique) sont fixées par la porte éprouvette, nous avons introduit comme condition aux limites : que les déplacements longitudinaux sont nuls. Dans le logiciel, il suffit de sélectionner sur la figure les domaines et les mettre comme frontière fixe.

IV.2.2.2 Les équations utilisées

L'équation de Transfer thermique de conduction dans la pièce métallique correspondante à la fatigue thermique est :



Figure IV.8 : capture d'écran des équations utilisées pour le calcul du transfert thermique de conduction.

L'équation de Transfer thermique de convection entre la pièce métallique et les milieux extérieur correspondante à la fatigue thermique est :



Figure IV.9 : capture d'écran de l'équation utilisée pour le calcul du transfert thermique de convection

IV.2.2.3 Le cycle thermique :

Le cycle thermique utilisé est constitué de deux parties :

- 1^{ère} partie : un chauffage de $t_1 = 20$ secondes ; de 50°C à 300°C
- 2^{ème} partie : un refroidissement de $t_2 = 5$ secondes ; 300°C à 50°C

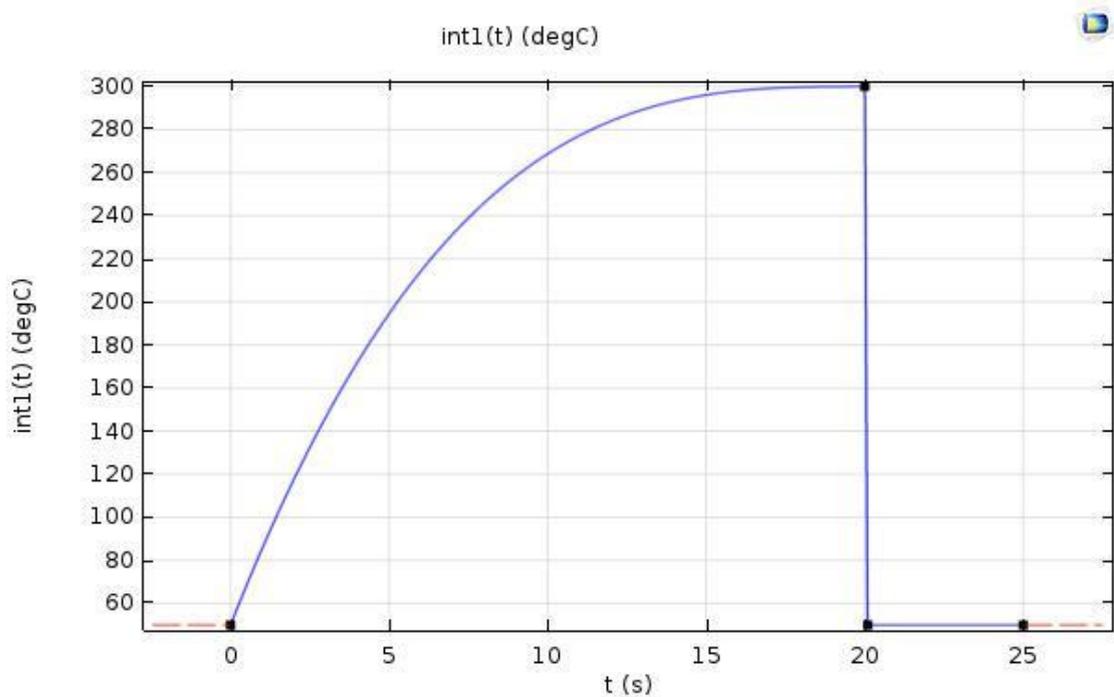


Figure IV.10 cycle thermique utilisé à la simulation.

IV.2.2.4 Simulation de la durée de vie en fatigue

Dans cette section on utilise les résultats précédents (les résultats du premier cycle) pour calculer la durée de vie des deux pièces cylindriques creuses qui ont la même forme mais l'une est en acier duplex 2205 et l'autre en acier austénitique 316L. En utilisant le module fatigue dans logiciel COMSOL pour simuler la fatigue.

IV.2.2.5 Equation mathématique

La durée de vie est calculée à l'aide de la relation de Smith-Watson-Topper (SWP) qu'elle est déjà prédéfinie sur le logiciel COMSOL.

$$\sigma_{n,\max} \cdot \left(\frac{\Delta \epsilon_1}{2} \right)_{\max} = \frac{\sigma_f^2}{E} \cdot (2N_f)^{2b} + \sigma_f' \epsilon_f' \cdot (2N_f)^{b+c}$$

Figure IV.11 : capture d'écran de l'équation de SWP utilisée pour le calcul de la durée de vie

IV.2.2.6 Les paramètres de la fatigue

Le but de cette étude est de comparer la durée de vie de deux pièces qui ont une forme identique mais l'une est en acier duplex 2205 et l'autre en acier austénitique 316L.

Pour cela nous avons simulé la durée de vie pour les deux pièces cylindriques.

Les deux matériaux utilisés sont l'acier inoxydable duplex 2205 et l'acier inoxydable 316L, la bibliothèque n'inclut pas par défaut certaines propriétés comme celles de la fatigue. Il faut alors les ajouter puis introduire leurs valeurs manuellement que nous avons cherchées dans les références bibliographiques.

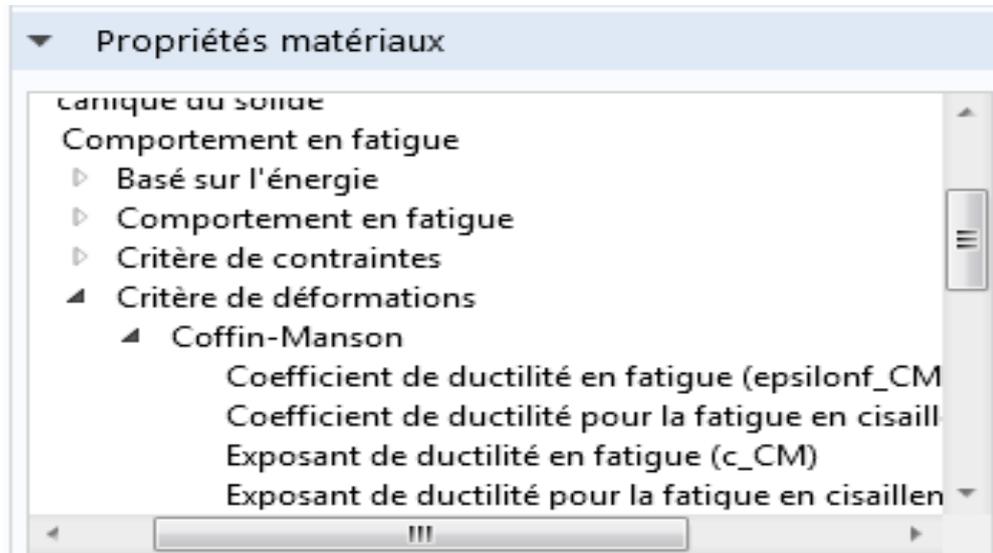


Figure IV.12 : capture d'écran de la liste des propriétés du matériau pour la fatigue

Pour les aciers dont la dureté est inférieure à 500HB ont un coefficient de résistance à la fatigue est :

$$\sigma_f' = R_m + 345$$

Les propriétés de la fatigue pour le critère de déformation de Coffin-Manson et la relation développée de SWP sont montrées dans le tableau suivant : (Tableau IV.5)

Tableau IV.5 : Les propriétés de la fatigue pour l'acier duplex 2205 et l'acier 316L. [1]

Propriété \ Acier	Coefficient de résistance à la fatigue σ_f'	Exposant de résistance en fatigue b	Coefficient de ductilité en fatigue ϵ_f'	Exposant de ductilité en fatigue c
Duplex 2205	1022 MPa	0.088	0.821	-0.65
316L	947 MPa	0.209	0.1357	-0.4503

Chapitre V :
Simulation de la fatigue thermique
Résultats et interprétation

V. Simulation de la FT Résultats et interprétations

Dans ce chapitre nous allons présenter et interpréter les résultats obtenues par la simulation. Après calcul selon les paramètres décrits dans la partie précédente, nous avons obtenu les résultats suivants.

V.1 Distribution de la température

La distribution de la température au cours du cycle thermique en utilisant l'outil de l'exportation des résultats sous forme d'image JPEG est présenté dans les figures suivantes :

- Pour la phase de chauffage : trois instants 5s 10s et 20s
- Pour la phase de refroidissement : deux instants 21s et 25s

V.1.1 Acier duplex 2205 :

1- Cylindre creuse :

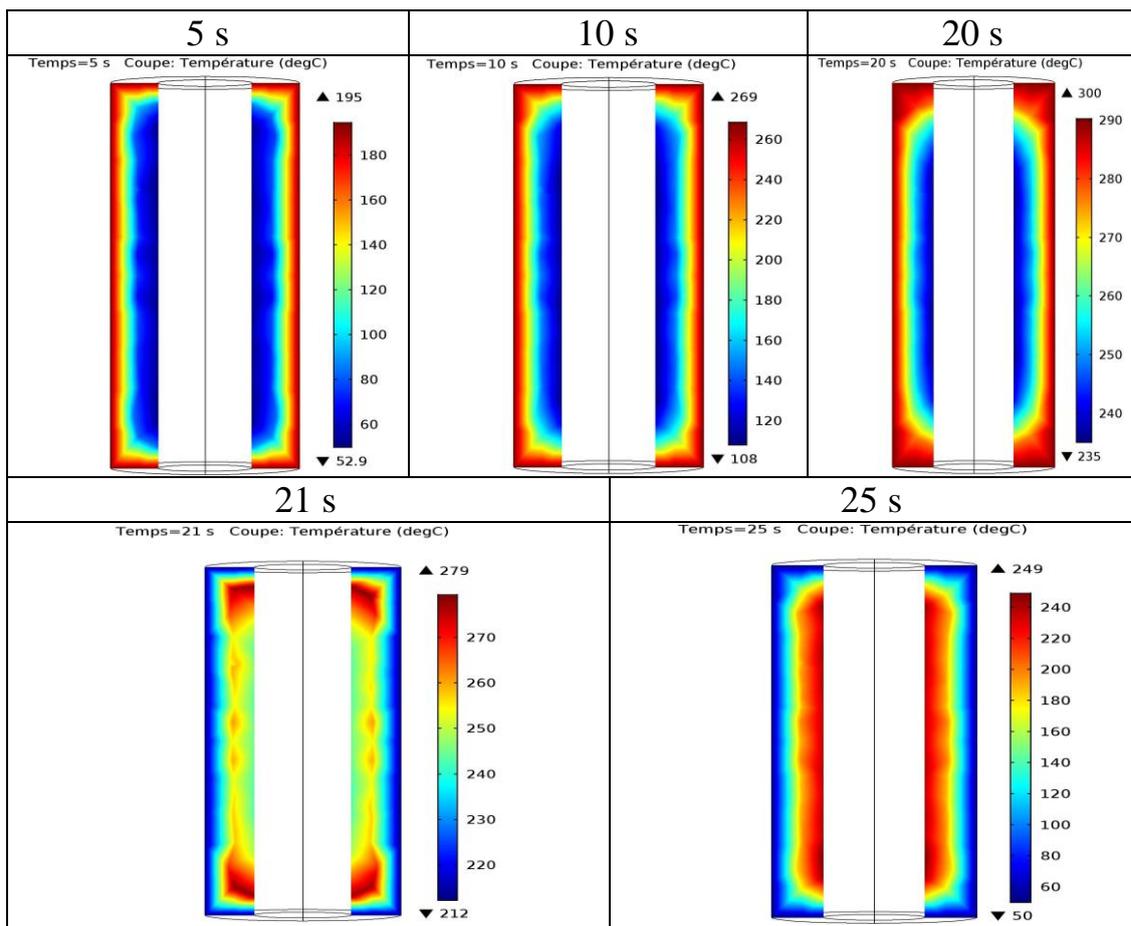


Figure V.1 distribution de la température de la pièce cylindrique creuse en acier duplex 2205

2- Parallélépipède :

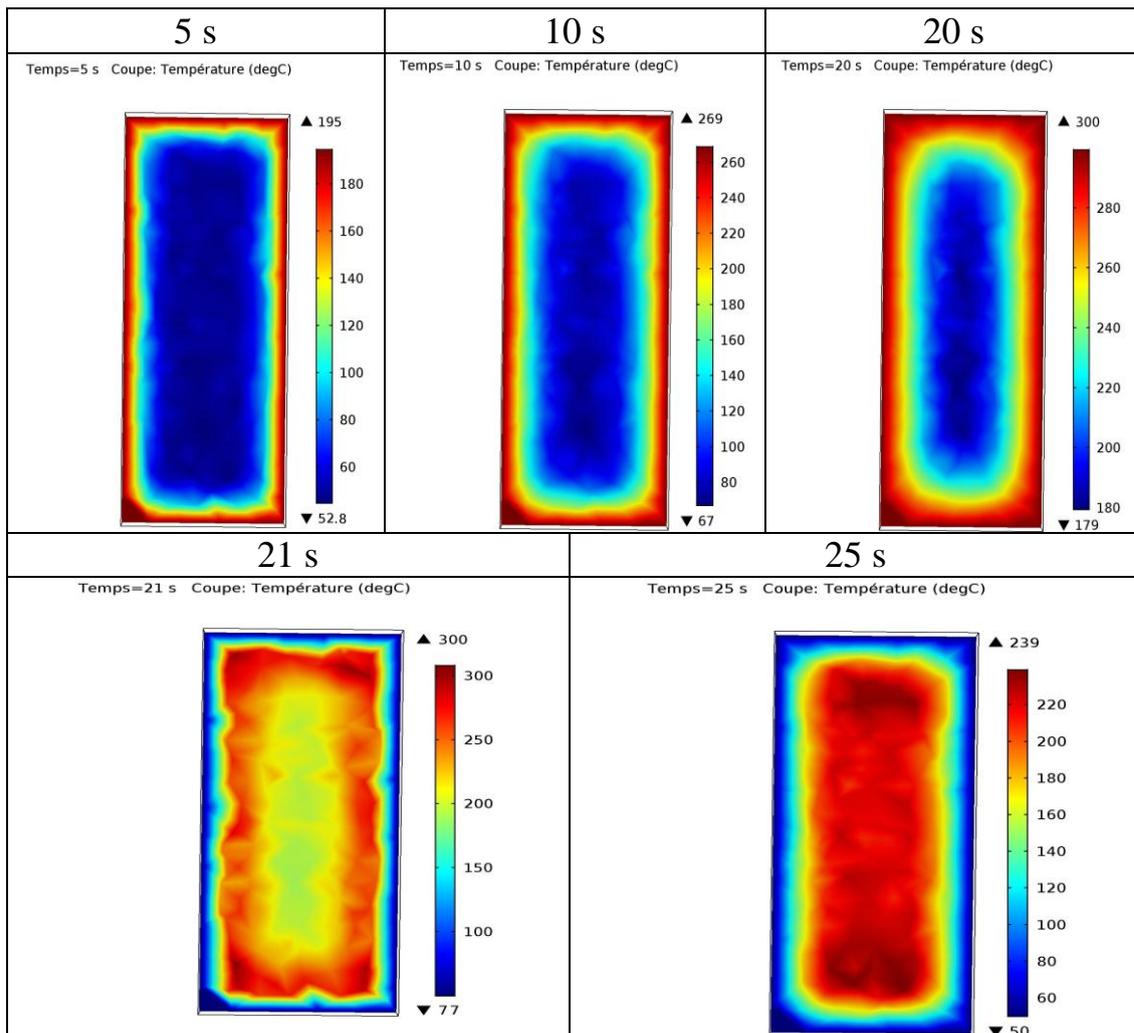


Figure V.2 distribution de la température pour la pièce parallélépipédique en acier duplex 2205

V.1.2 Acier austénitique 316L :

1- Cylindre creuse :

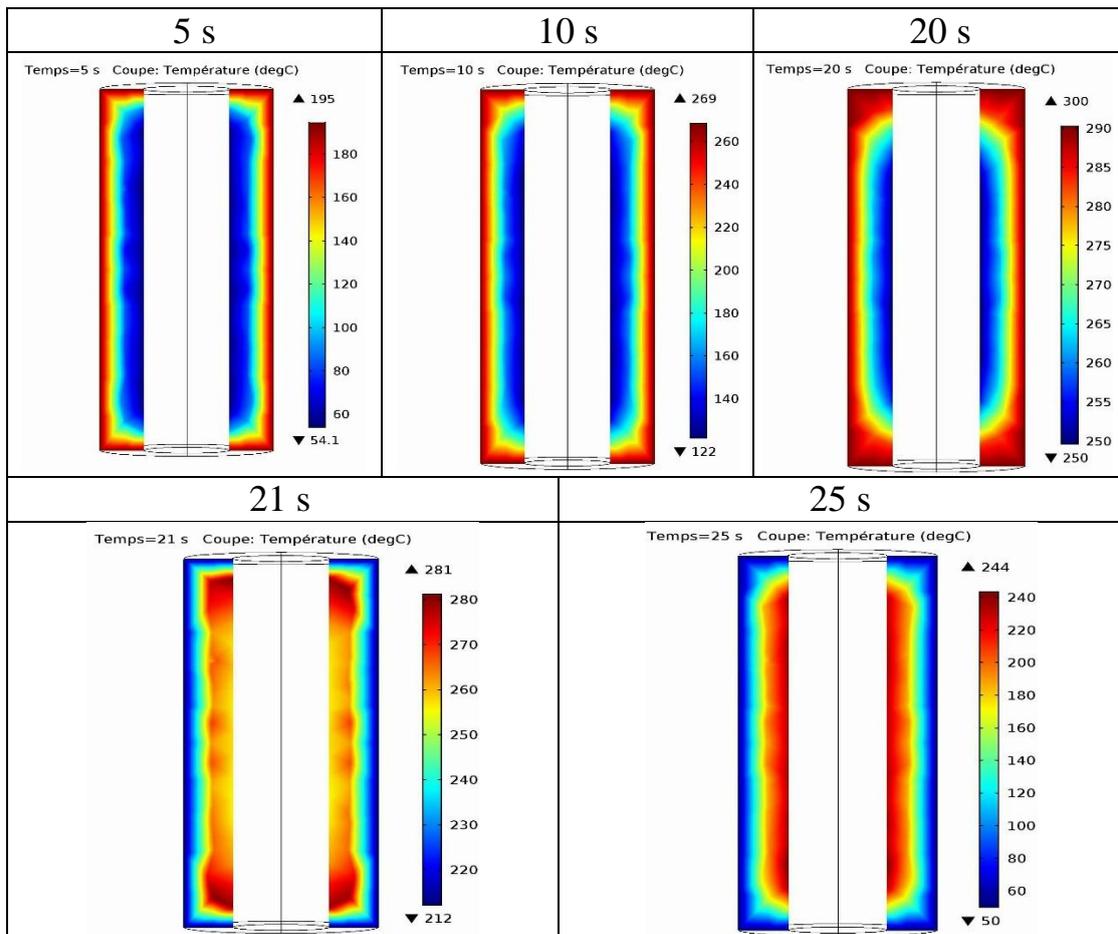


Figure V.3 distribution de la température de la pièce cylindrique creuse en acier austénitique 316L

2- Parallélépipède :

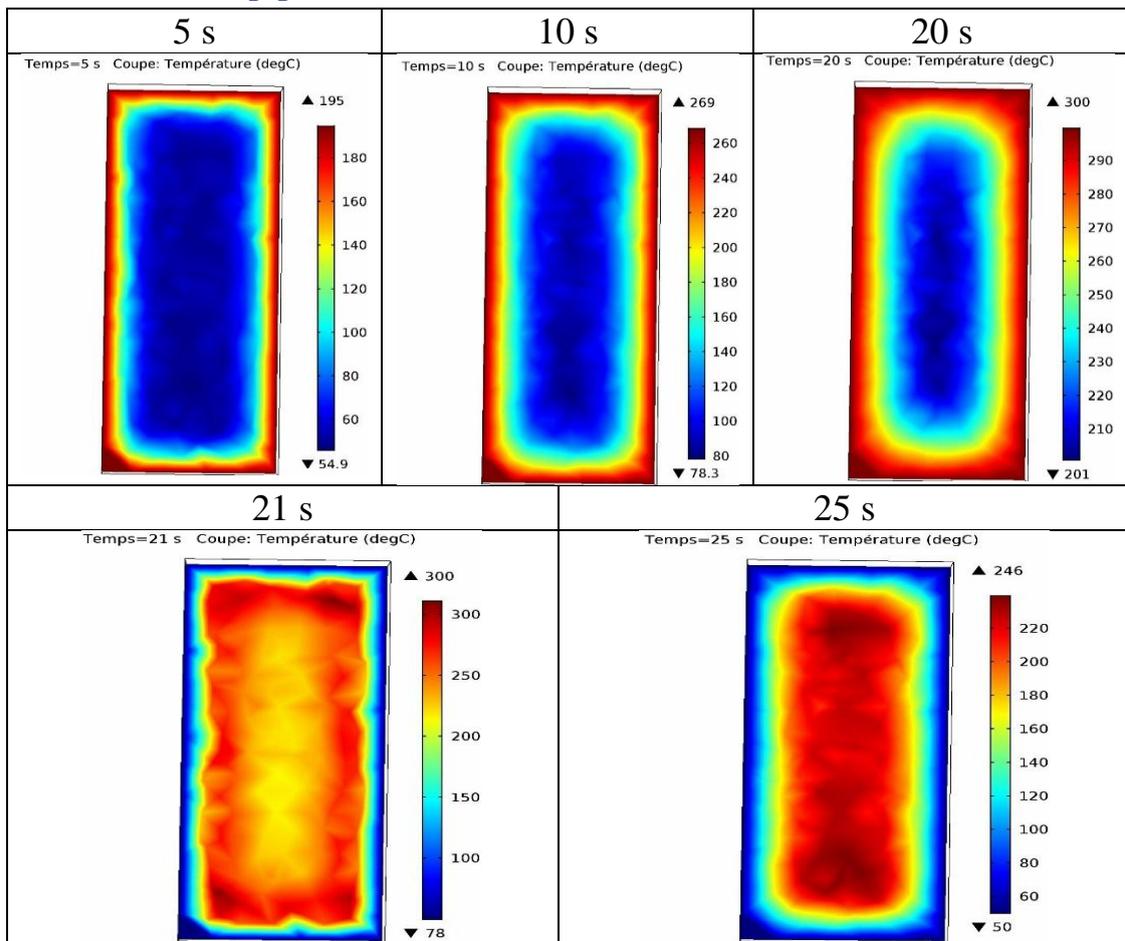


Figure V.4 distribution de la température pour la pièce parallélépipédique en acier austénitique 316L

V.1.3 Interprétation

Chaque nuance de couleur représente un intervalle de température comme le montre l'échelle utilisée dans chaque figure, On remarque que la température augmente plus rapidement à la surface de toutes les pièces que dans le cœur.

Pour le même matériau la distribution de la température est la même dans les deux formes à la phase de chauffage mais à la phase de refroidissement, on remarque que la pièce parallélépipédique se refroidit de façon plus rapide.

Pour la même forme on remarque que la température de surface au chauffage varie de la même façon mais à la profondeur de la pièce la température est toujours plus élevée dans la pièce en acier austénitique 316L, donc la diffusion de la chaleur est plus importante dans l'acier austénitique 316L que dans l'acier duplex 2205.

V.2 Distribution des contraintes

A cause du gradient thermique appliqué aux pièces, des contraintes thermiques vont être générés. La simulation avec COMSOL nous a donné les résultats suivants, les figures présentées sont celles qui correspondent à la distribution des contraintes pour chaque pièce au début et en fin de chaque phase du cycle (chauffage et refroidissement).

V.2.1 Acier duplex 2205

1- Cylindre creuse :

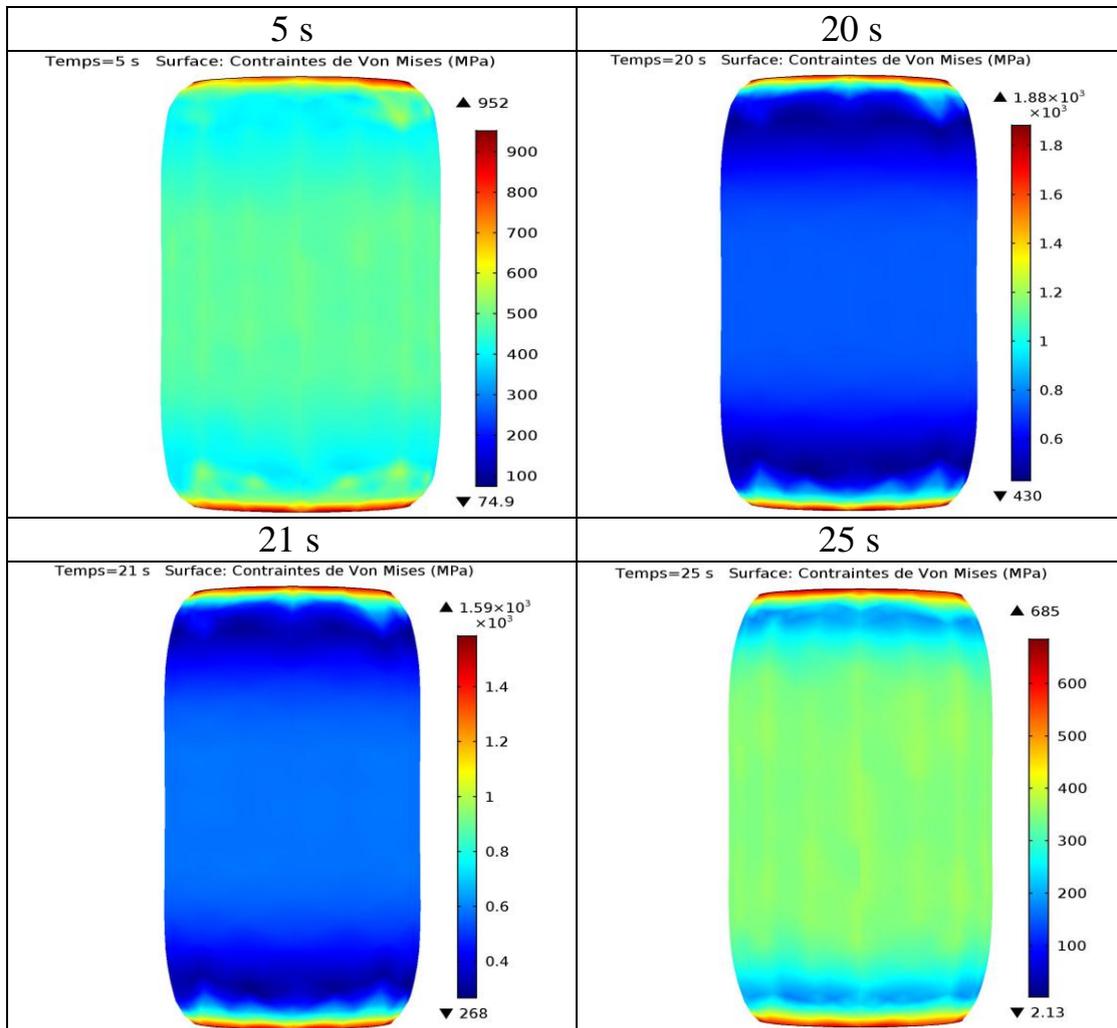
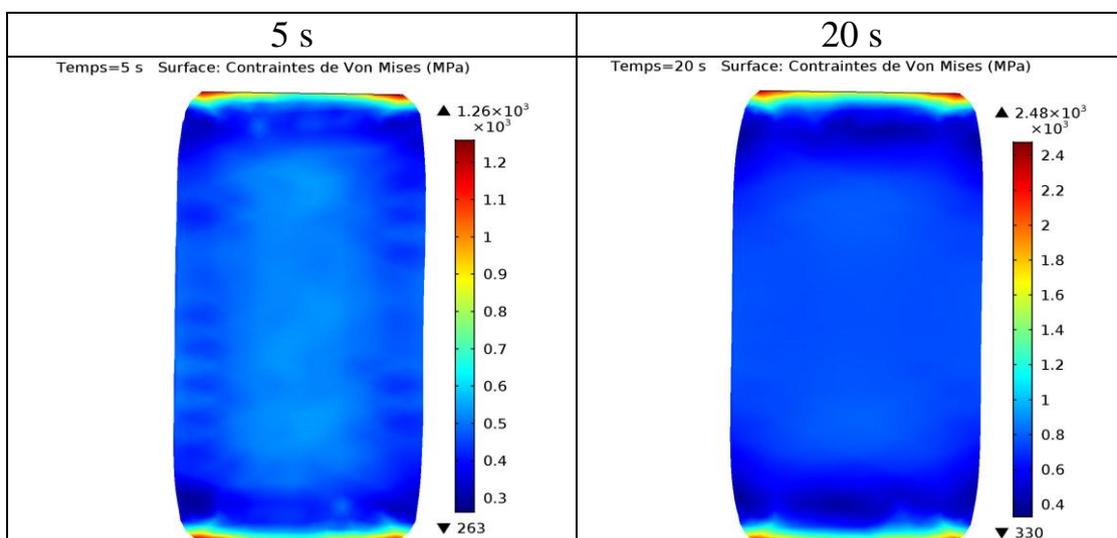


Figure V.5 distribution des contraintes pour la pièce cylindrique creuse en acier duplex 2205

2- Parallélépipède



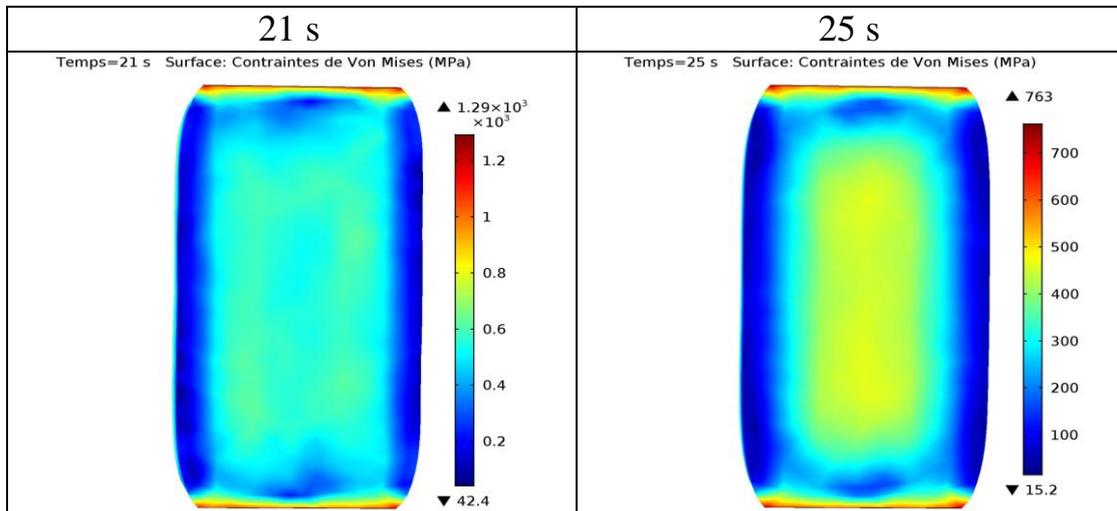


Figure V.6 distribution des contraintes pour la pièce parallélépipédique en acier duplex 2205

V.2.2 Acier austénitique 316L

1- Cylindre creuse :

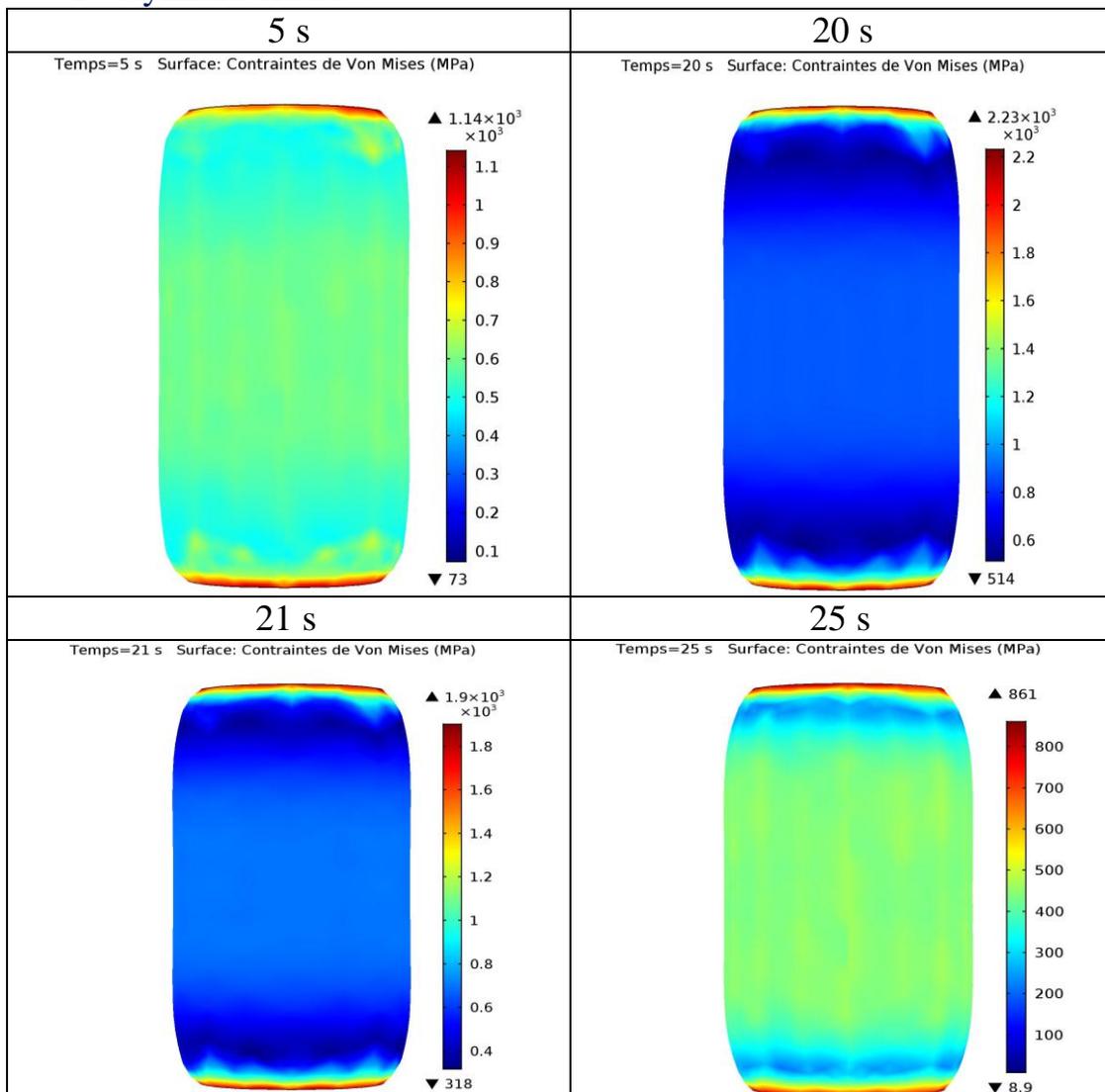


Figure V.7 distribution des contraintes pour la pièce cylindrique creuse en acier austénitique 316L

2- Parallélépipède

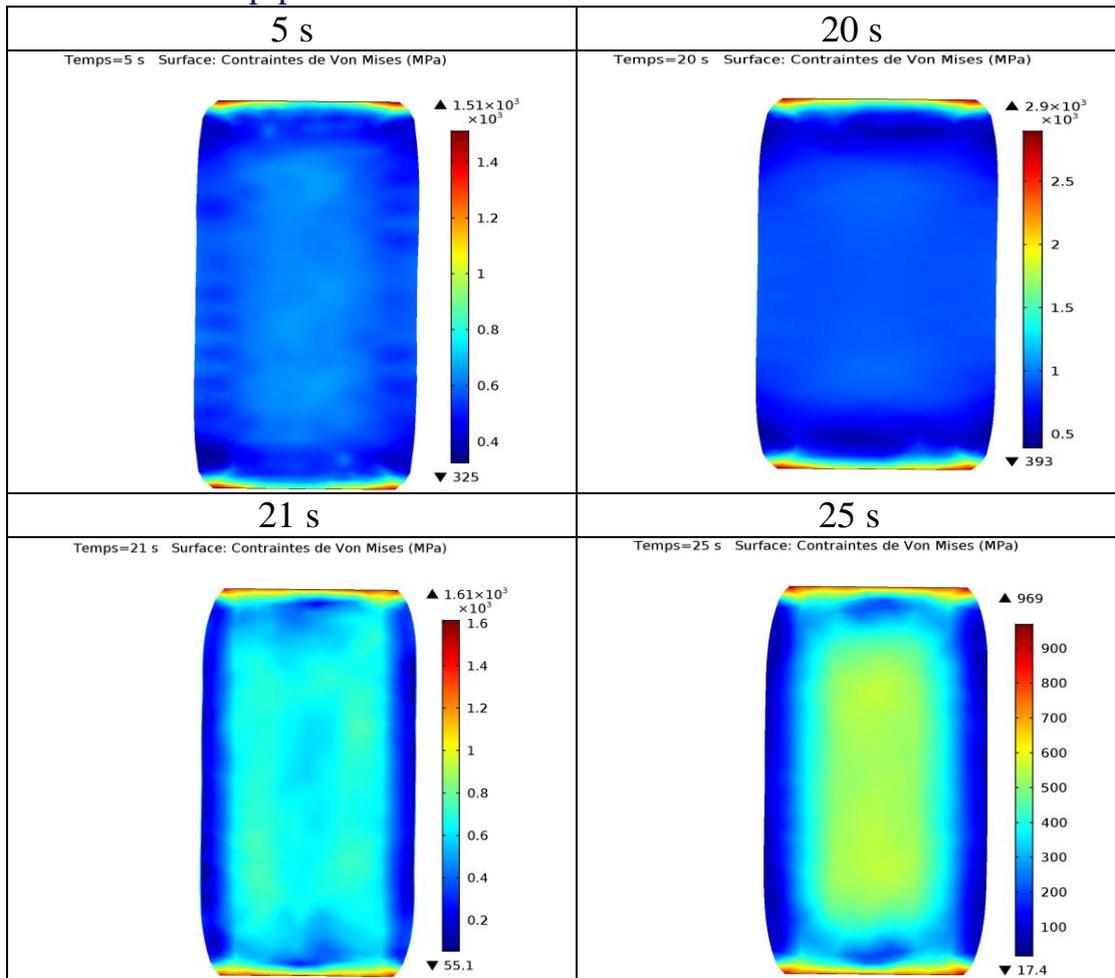


Figure V.8 distribution des contraintes pour la pièce parallélépipédique en acier austénitique 316L

V.2.3 Interprétation

Chaque nuance de couleur représente un intervalle de valeur de contraintes en MPa.

On remarque que la concentration des contraintes est maximale au niveau des extrémités bridées, cela est expliqué par la création des contraintes mécaniques opposées à celle générées par le gradient de température.

En phase de chauffage : le chauffage génère des contraintes de dilatation et le bridage empêche cette dilatation par la création des contraintes de compression.

En phase de refroidissement : le refroidissement génère des contraintes de compression et le bridage empêche cette compression par la création des contraintes de dilatation.

Pour le même matériau on remarque que les contraintes sont plus importantes dans la pièce parallélépipédique que dans la pièce cylindrique.

Pour la même forme de la pièce on remarque que la pièce en acier austénitique 316L présente des contraintes plus élevées au niveau de toutes les zones par rapport à celle en acier duplex 2205, car ces contraintes sont d'origine thermique et la diffusion de la chaleur était plus importante dans la pièce en acier 316L, et aussi la différence de structure des deux matériaux.

V.3 Distribution des déformations

Les contraintes que nous avons parlé sur dans la partie précédente vont conduire aux déformations des pièces.

Ces déformations sont différentes d'une forme à une autre et d'un matériau à un autre.

Les valeurs et la distribution des déformations pour chaque pièce au début et en fin de chaque phase (chauffage refroidissement) sont montrées dans les tableaux suivants.

V.3.1 Acier duplex 2205

1- Cylindre creuse

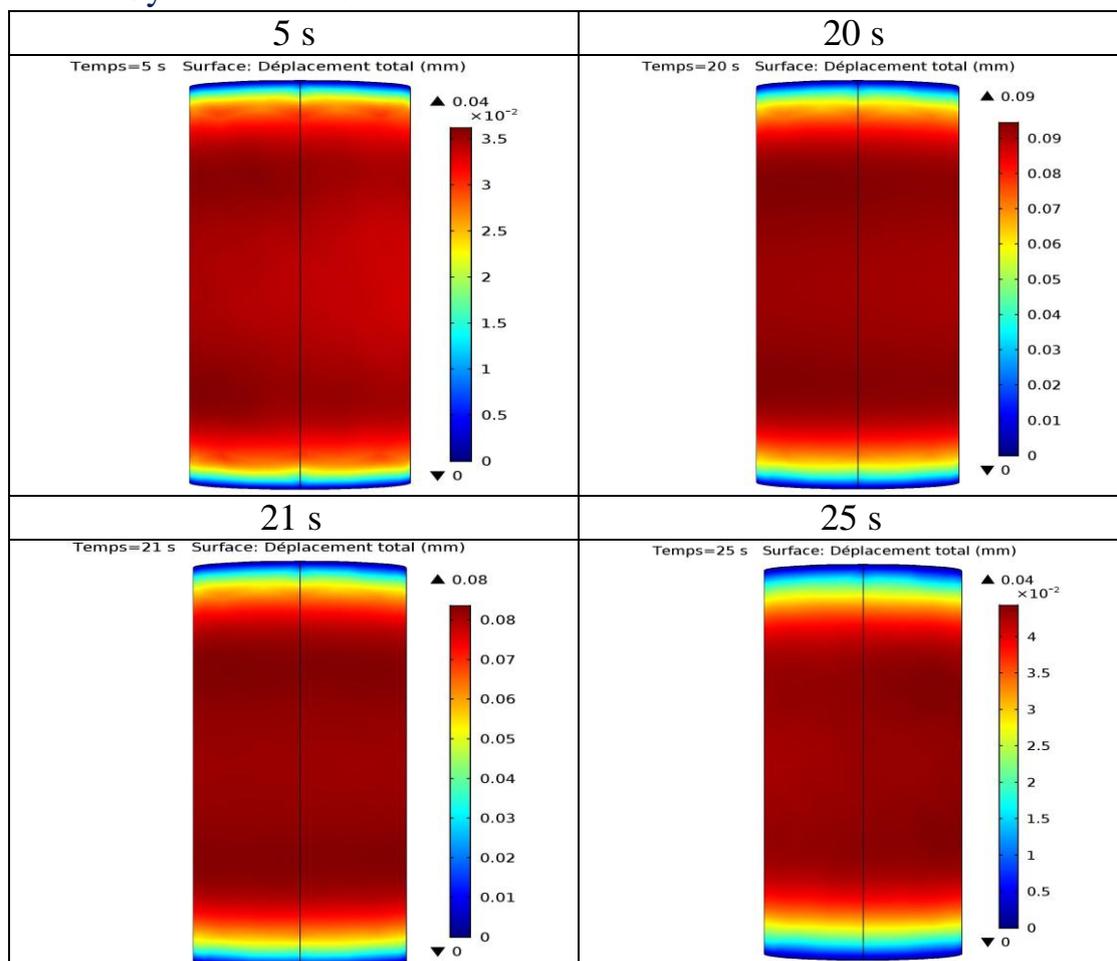


Figure V.9 distribution des déformations pour la pièce cylindrique creuse en acier duplex 2205

2- Parallélépipède

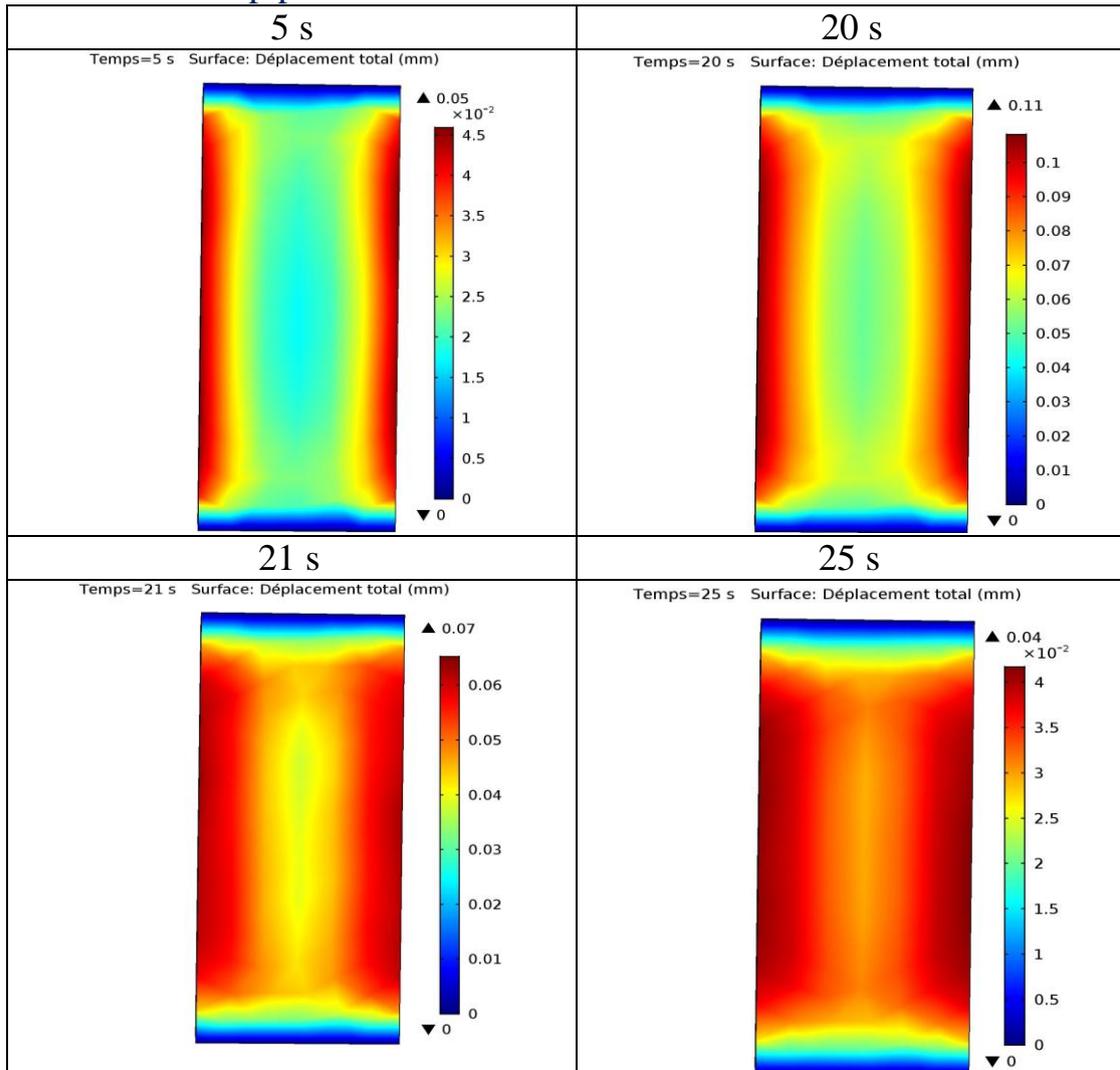


Figure V.10 distribution des déformations pour la pièce parallélépipédique en acier duplex 2205

V.3.2 Acier austénitique 316L

1- Cylindre creuse

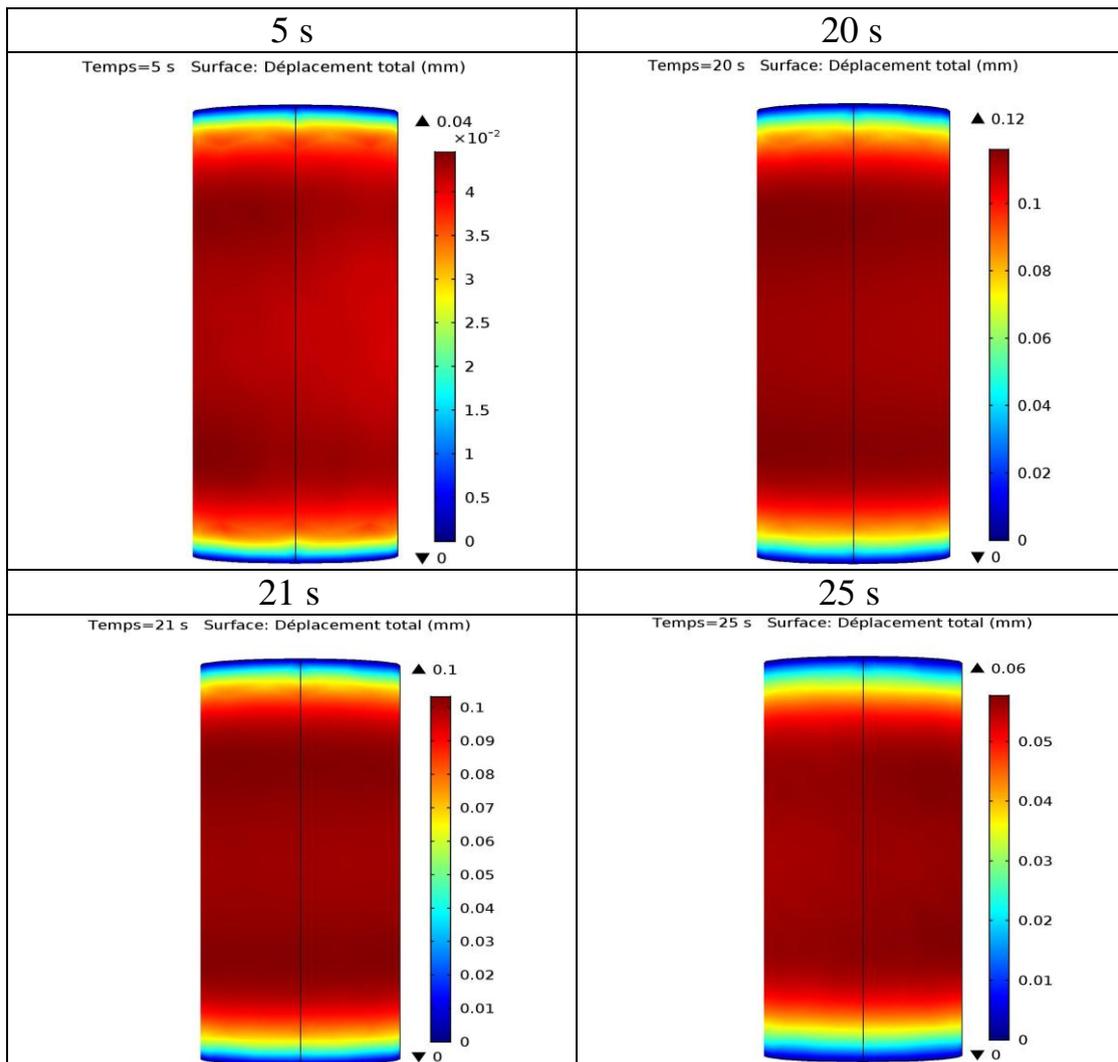
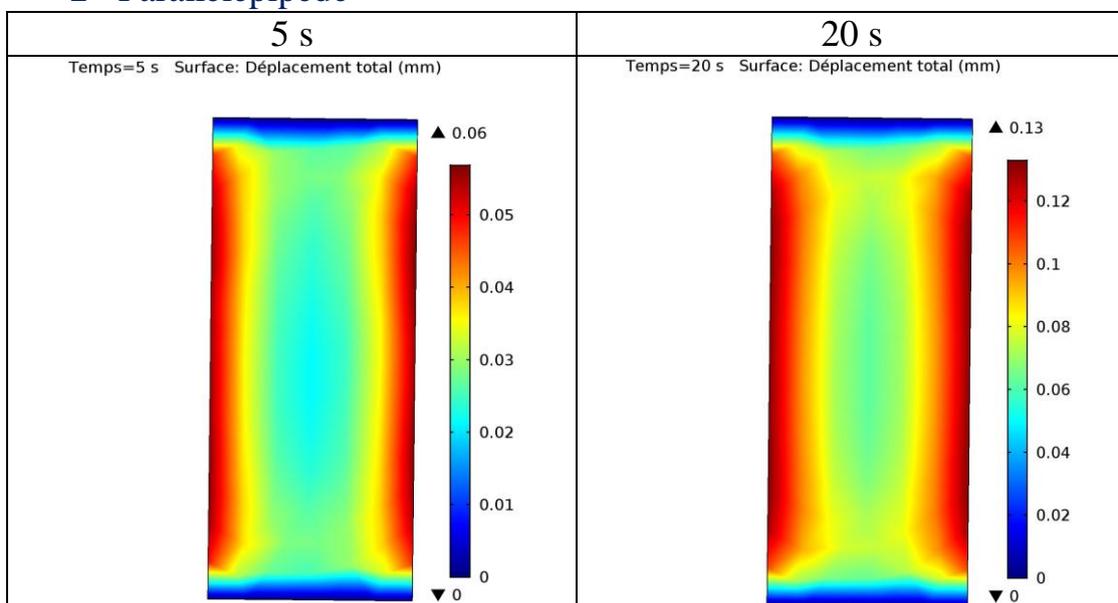


Figure V.11 distribution des déformations pour la pièce cylindrique creuse en acier austénitique 316L

2- Parallélépipède



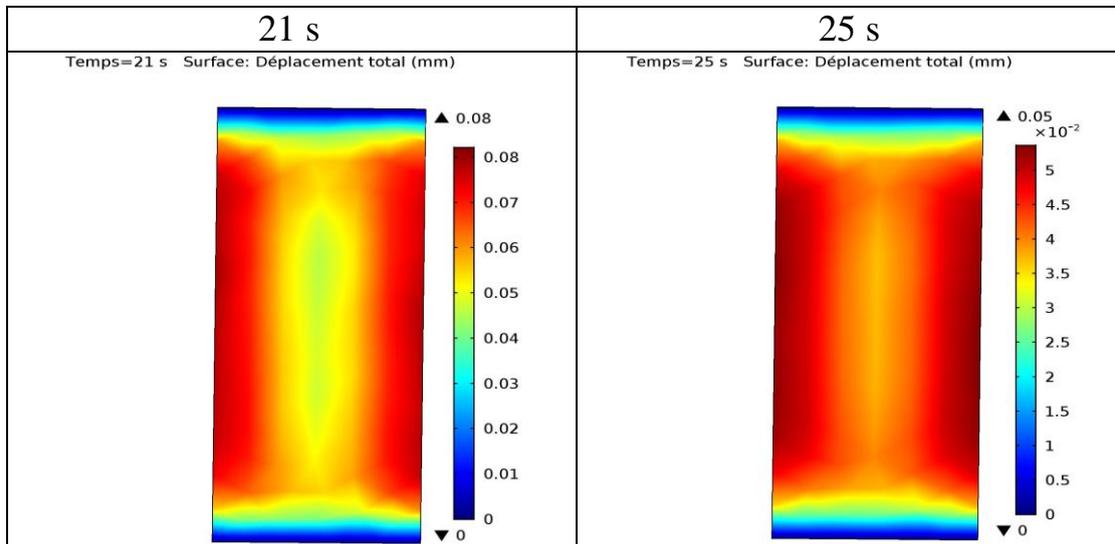


Figure V.12 distribution des déformations pour la pièce parallélépipédique en acier austénitique 316L

V.3.3 Interprétation

Les résultats montrent que la valeur maximale de la déformation se situe sur la surface latérale de toutes les pièces pour les deux phases (chauffage et refroidissement), et elle est très faible à l'extrémité bridée car le bridage empêche la déformation par la création des contraintes opposées aux celles créées par le gradient thermique, donc plus on s'éloigne de l'extrémité plus les déformations augmentent.

Pour le même matériau on remarque que les déformations sont plus importantes dans la pièce qui a la forme parallélépipédique car la concentration des contraintes en générale est plus élevée dans cette dernière par rapport à celle en forme cylindrique.

On remarque que la pièce en acier austénitique 316L est déformée plus que celle en acier duplex 2205.

V.4 Durée de vie

Les résultats de la durée de vie pour les deux pièces sont montrés dans les figures (figure V.1 et figure V.2) avec une échelle logarithmique $\log(N)$ car les valeurs de nombre des cycles sont très grandes.

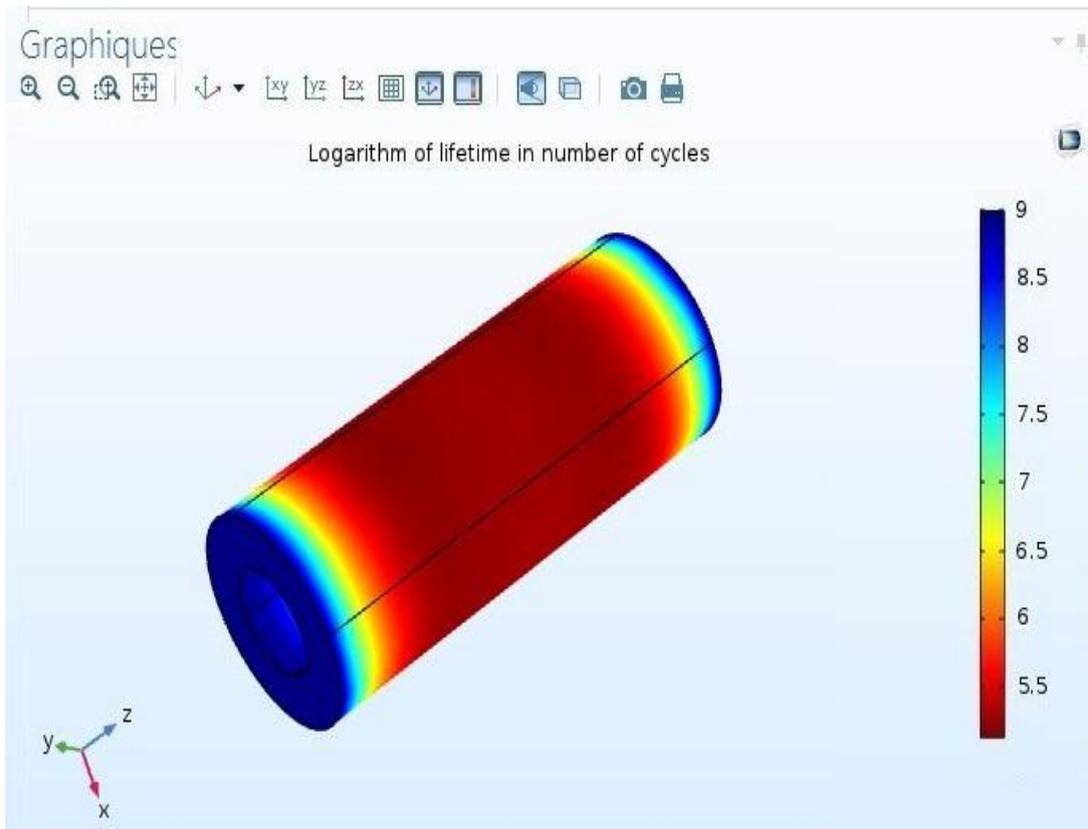


Figure V.13 la durée de vie de la pièce cylindrique en acier duplex 2205

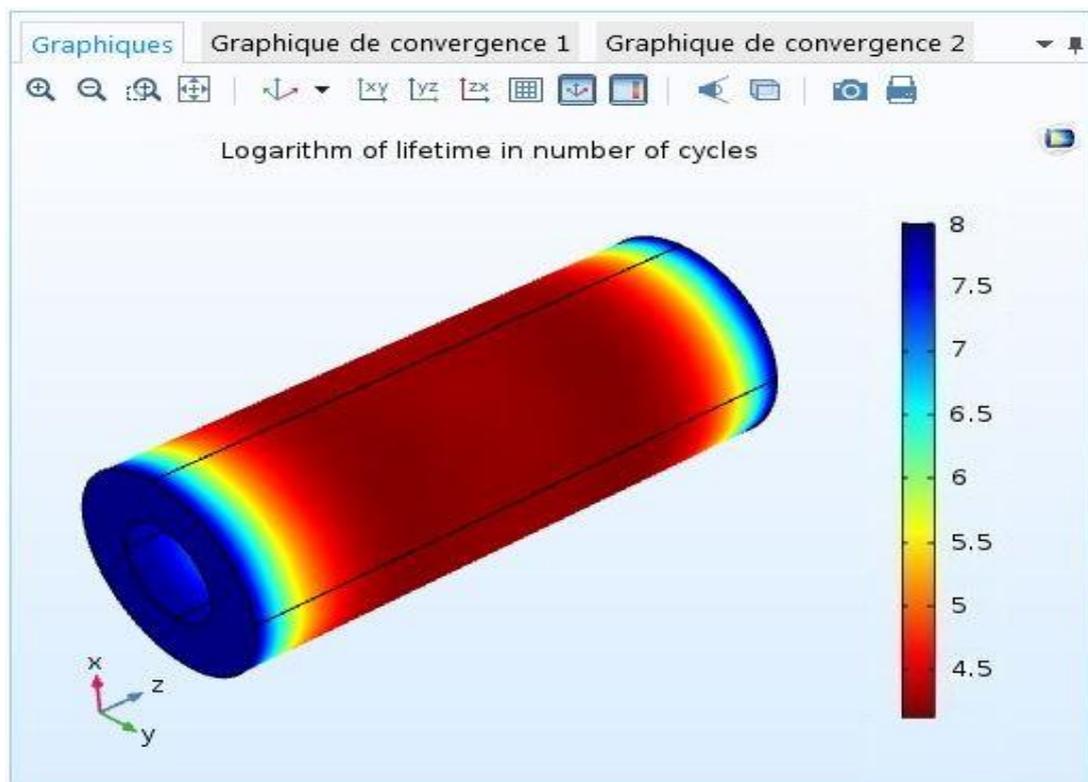


Figure V.14 la durée de vie de la pièce cylindrique en acier austénitique 316L.

Chaque nuance de couleur représente une valeur déférente de la durée de vie comme le montre l'échelle à droite de la figure.

On voit bien que pour les deux pièces la durée de vie n'est pas la même dans toutes les zones de la pièce, elle diffère d'une zone à une autre, les zones où il y a plus de déformations sont les zones qui ont une faible durée de vie, cela est vérifié par la loi développée de Coffin-Manson et de SWP car elle est exprimé en fonction de la déformation. Donc la durée de vie et la déformation sont inversement proportionnelles.

Comparaison entre les deux aciers :

Pour la pièce en acier duplex 2205 la durée de vie maximale est entre $10^{8.5}$ et 10^9 cycles dans les deux extrémités bridées elle diminue en allant vers le milieu de la pièce, la valeur minimale est de 10^5 cycles.

Pour la pièce en acier austénitique 316L la durée de vie maximale est entre $10^{7.5}$ et 10^8 cycles dans les deux extrémités bridées elle diminue en allant vers le milieu de la pièce, la valeur minimale est de 10^5 cycles.

Donc la pièce en acier duplex 2205 a une durée de vie 10 fois supérieure à celle en acier austénitique 316L ce qui rend l'acier 2205 est l'acier approprié pour une pièce qui travaille dans les conditions d'un cyclage thermique (300-50°C) sous bridage.

***Chapitre VI : Analyse de la
fissuration par fatigue***

VI. Analyse de la fissuration par fatigue thermique

VI.1 Détermination de la loi de Paris

VI.1.1 Principe de calcul

Dans cette partie nous allons étudier la propagation des fissures dans des conditions de fatigue thermique dans les deux aciers : acier austénitique 316L et duplex 2205. Les travaux seront faits par l'utilisation des données expérimentales fournies (longueur moyenne des fissures en fonction de nombre de cycles). Les calculs sont réalisés sur l'éprouvette cylindrique.

Le but de cette partie est de déterminer les paramètres de la loi de Paris pour chaque pièce et de comparer les résultats obtenus.

Soit une éprouvette de forme cylindrique qui est soumise à un cyclage de contrainte. Après un certain nombre de cycles, l'éprouvette subit une fissuration. Au stade de la croissance, les fissures ont une longueur moyenne a dépendante du nombre de cycle N . Pour un nombre de cycle N_i la taille moyenne des fissures est a_i . La méthode consiste à calculer la vitesse de propagation de fissure da/dN en fonction de ΔK entre deux points (a_i, N_i) et (a_{i+1}, N_{i+1}) au point moyen.

ΔK est la variation du facteur de contrainte fourni par l'essai de fissuration.

$$\bar{a} = \frac{a_i + a_{i+1}}{2} \text{ Soit}$$

La taille moyenne entre le nombre de cycle N_i et N_{i+1}

La formule de la vitesse de propagation est :

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i}$$

La loi de Paris est exprimée sous la forme :

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

C et m sont des constantes dépendantes du matériau et des conditions d'essai.

Pour trouver les paramètres de la loi de Paris C et m on doit tracer une courbe bilogarithmique $\log(da/dN) = f(\log(\Delta K))$ et tirer graphiquement ces deux paramètres.

VI.1.2 Etablissement de la relation $\Delta K=f(\bar{a})$

La formule de K s'exprime sous la forme :

$$K = \alpha\sigma\sqrt{\pi a}$$

Et :

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = \alpha\Delta\sigma\sqrt{\pi a}$$

Où α est le facteur de forme de la pièce, pour un cylindre de diamètre d et de hauteur H, $\alpha = d / 4.H$

Donc $\alpha = 0.1$ comme les deux pièces ont les mêmes dimensions alors le facteur de forme sera le même pour les deux pièces.

$\Delta\sigma$ est la variation de la contrainte engendrée par un gradient thermique ΔT

$$\Delta\sigma = \frac{E\alpha\Delta T}{1-\nu}$$

Où

E : module de Young à la température minimale de cycle

α : le coefficient de dilatation linéaire à la température minimale de cycle

ν : le coefficient de poisson

$$\Delta T = T_{\max} - T_{\min}$$

VI.1.3 Données fournies

Les essais de fatigue nous ont fourni les données qui sont présentés dans les tableaux suivants

Tableau VI.1 longueurs moyennes des fissures en fonction de nombre de cycle acier duplex 2205.

N	0	5400	9500	12600	15300	18200	24600	34200	39300	45300	53400
a_{moy} (mm)	0.24	0.34	0.52	0.68	0.77	0.94	1.53	2.32	2.93	3.47	4.72

Tableau VI.2 longueurs moyennes des fissures en fonction de nombre de cycle acier austénitique 316L.

N	0	5500	9600	13200	16200	18600	25000	34500	40000	45300	54000
a_{moy} (mm)	0.52	0.86	1.35	1.83	2.25	3.42	3.55	4.93	5.64	6.50	7.36

Les résultats montrent que pour un nombre de cycle égal à 0 Les fissures ont atteint une longueur qui correspond à la phase d'amorçage.

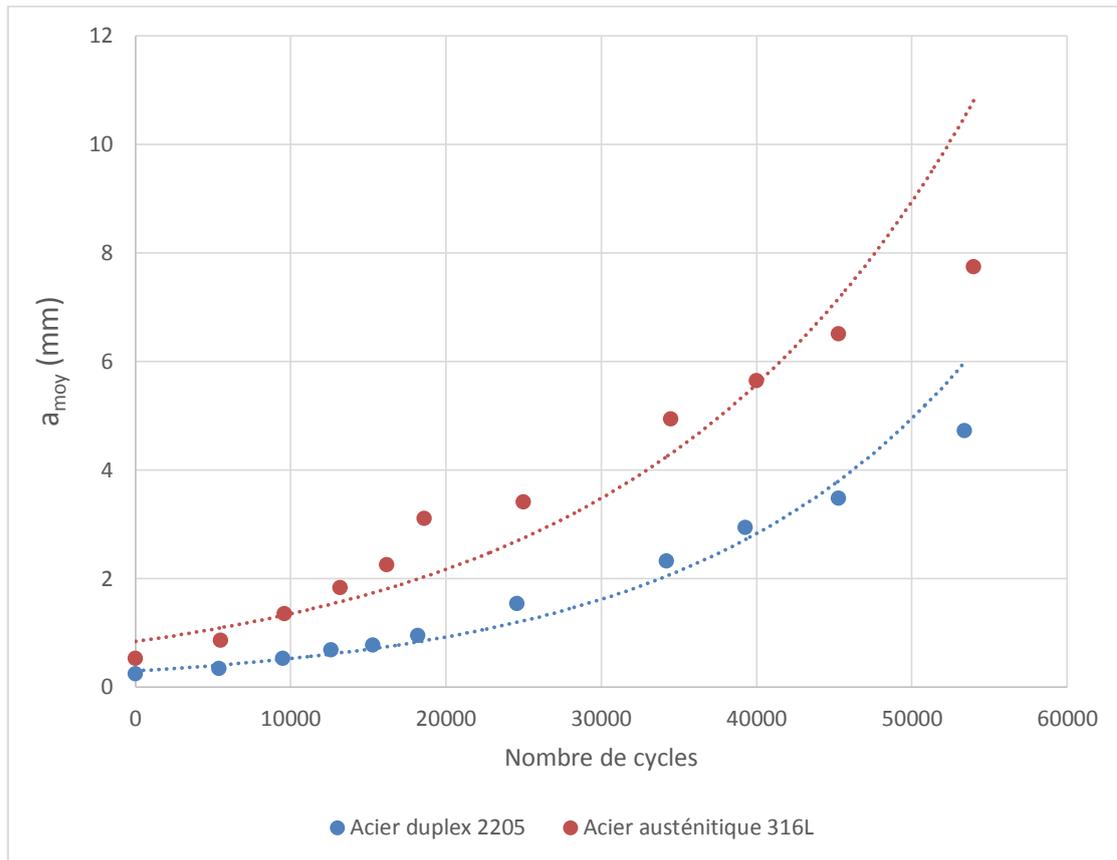


Figure VI.1 : Longueur de fissures en fonction de nombre de cycles

On constate que pour le même nombre de cycle, la taille des fissures est plus importante dans l'acier austénitique 316L.

VI.2 Résultats

Le coefficient de poisson ν est égal à 0.3 pour les deux matériaux

Le module de Young E est égal à $12.6 \cdot 10^5$ pour l'acier duplex et de $1.93 \cdot 10^5$ pour l'acier 316L

$$\text{Pour l'acier 2205 : } \Delta\sigma = \frac{12,6 \cdot 10^5 \cdot 12 \cdot 10^{-6} \cdot 250}{1-0.3} = 5,4 \cdot 10^3 \text{ Mpa}$$

$$\text{Pour l'acier 316L : } \Delta\sigma = \frac{1,93 \cdot 10^5 \cdot 15,9 \cdot 10^{-6} \cdot 250}{1-0.3} = 1095,964286 \text{ Mpa}$$

Calcul de \bar{a} , da/dN et ΔK pour les deux pièces les résultats sont présentés dans les tableaux (Tableau V15. et Tableau V15).

VI.2.1 Acier duplex 2205

Les résultats du calcul sont présentés dans le tableau VI.3

Tableau VI.3 Résultats de calcul pour l'acier duplex 2205.

N	2700	7450	11050	13950	16750	21400	29400	36750	42300	49350
\bar{a} (mm)	0.29	0.38	0.60	0.725	0.855	1.235	1.925	2.625	3.20	4.09
da/dN 10^{-5}	1.58	4,39	5,06	5,31	5,68	8,23	9,14	12,01	13,46	15,4
ΔK (MPa. $m^{1/2}$)	16,29	18,65	23,43	25,76	27,97	33,62	41,98	49,02	54,12	61,23
Log (da/dN)	0,435	0,642	0,704	0,725	0,754	0,915	0,960	1,079	1,129	1,187
Log (ΔK)	1,21	1,27	1,36	1,41	1,44	1,52	1,62	1,69	1,73	1,78

La cinétique de fissuration de l'acier duplex 2205 est décrite par la figure

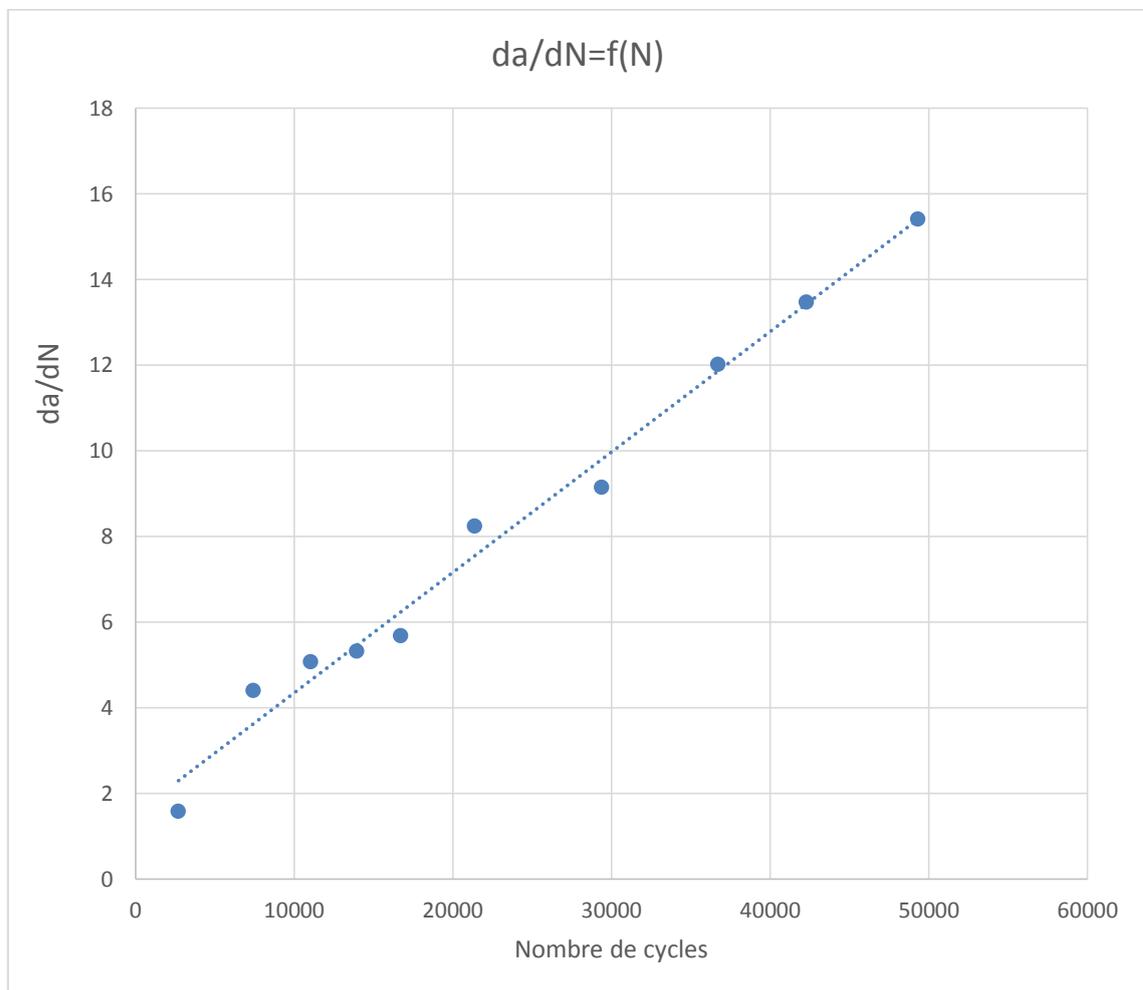


Figure VI.2 : Vitesse de propagation en fonction de nombre de cycles pour l'acier duplex 2205.

La vitesse de propagation des fissures augmente de façon linéaire en fonction de nombre de cycles comme le montre le graph $da/dN=f(N)$.

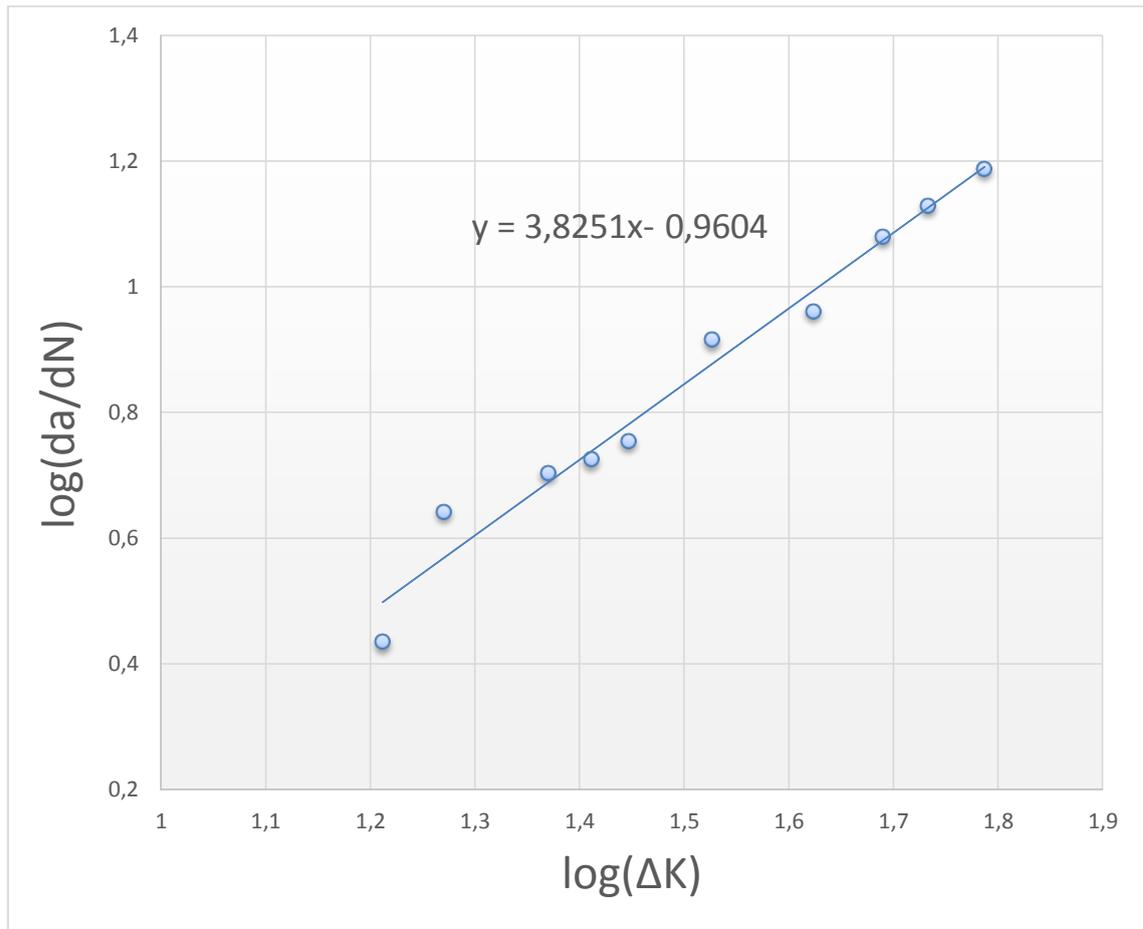


Figure VI.3 : Courbe bilogarithmique $\log(da/dN) = f(\log(\Delta K))$ pour l'acier duplex 2205.

Le graph $\log(da/dN) = f(\log(\Delta K))$ tracé a la forme d'une droite de l'équation : $Y = aX + b$

Les points calculés d'après les résultats expérimentaux sont les points en bleu et la courbe en bleu c'est la courbe de tendance linéaire.

Après identification avec l'équation :

$$\log(da/dN) = \log(C) + m \cdot \log(\Delta K)$$

La pente du droite c'est l'exposant de Paris m et l'intersection de la droite avec l'axe des Y est $\log(C)$. On trouve :

$$m = 3.8251$$

$$\log(C) = -0.9604 \rightarrow C = 0,109547$$

Donc la loi de Paris pour la pièce en aciers duplex 2205 s'écrit sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = 0.109547 \cdot (\Delta K)^{3.8251}$$

VI.2.2 Acier austénitique 316L

Les résultats des calculs pour l'acier austénitique 316L sont portés dans le tableau VI.4. La cinétique de fissuration de l'acier 316L est présentée par la figure VI.4

Tableau VI.4 Résultats de calcul pour l'acier austénitique 316L.

N	2750	7550	11400	14700	17400	21800	29750	37250	42650	49650
\bar{a} (mm)	0,69	1,105	1,59	2,04	2,835	3,485	4,24	5,285	6,07	6,93
da/dN 10^{-5}	8,72	12	13,3	14	15,3	16,2	18,06	19,12	21,07	25,69
ΔK (MPa. $m^{1/2}$)	161,3 19	204,1	244,8 8	277,38	326,99	362,5 4	399,89	446,46	478,4 7	511,2 4
Log (da/dN)	0,972	1,079	1,123	1,146	1,184	1,209	1,256	1,281	1,323	1,375
Log (ΔK)	2,207	2,309	2,388	2,443	2,514	2,559	2,601	2,649	2,679	2,708

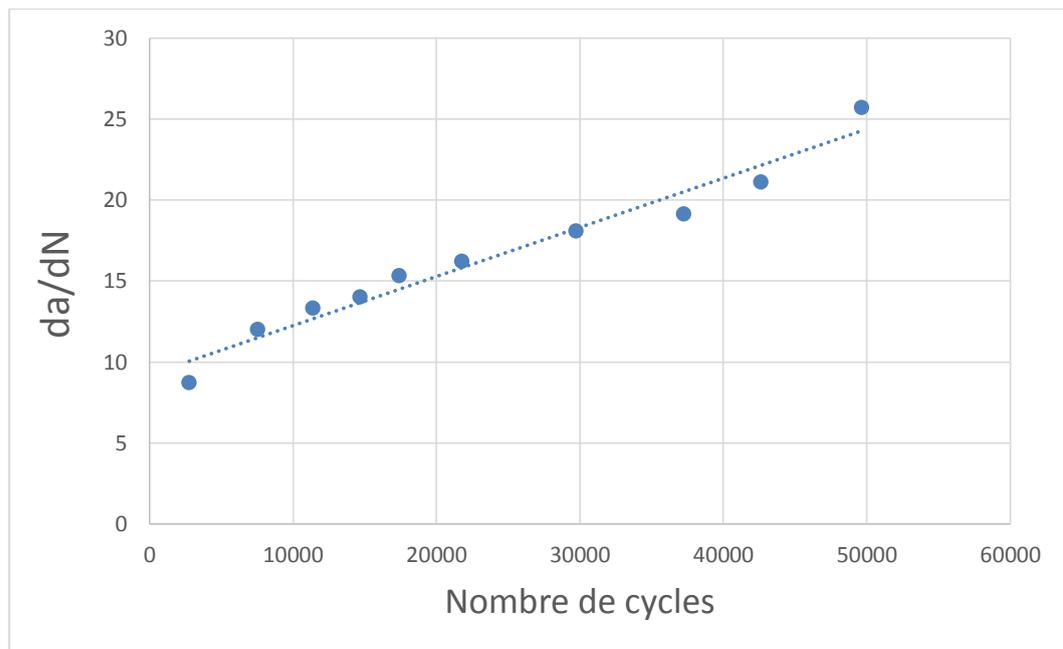


Figure VI.4 Vitesse de propagation en fonction de nombre de cycles pour l'acier austénitique 316L.

La vitesse de propagation des fissures augmente de façon linéaire en fonction de nombre de cycles comme le montre le graph $da/dN=f(N)$.

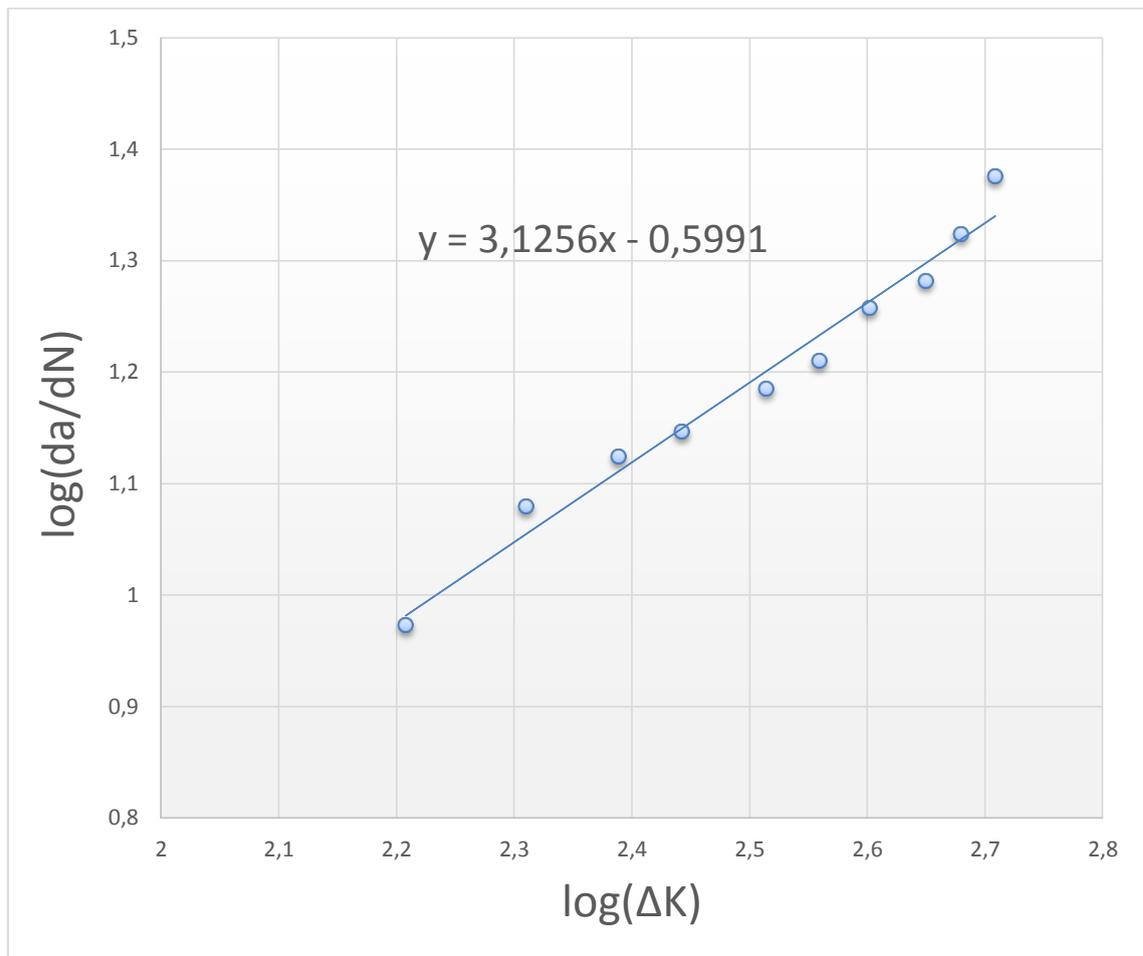


Figure VI.5 Courbe bilogarithmique $\log(da/dN) = f(\log(\Delta K))$ pour l'acier austénitique 316L.

La courbe est une droite, après identification avec l'équation :

$$\text{Log}(da/dN) = \text{log}(C) + m \cdot \text{log}(\Delta K)$$

On trouve :

$$m = 3.1256$$

$$\text{log}(C) = -0.5991 \rightarrow C = 0.25171$$

Donc la loi de Paris pour l'acier 316 L s'écrit sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = 0.25171 \cdot (\Delta K)^{3.1256}$$

VI.3 Interprétation et Comparaison

La taille des fissures dans l'acier austénitique 316L est plus grande que celle de l'acier duplex 2205. Les fissures se propagent plus rapidement dans l'acier 316L, la vitesse de propagation pour le 316L est entre $10-25 * 10^{-5}$ (mm/cycle) (figure VI.4), et pour le 2205 elle est entre $2-16 * 10^{-5}$ (mm/cycle) (figure VI.2). Les résultats trouvés concordent assez bien avec la théorie et avec les résultats précédents de la déformation et la durée de vie.

CONCLUSION GENERALE

L'étude que nous avons fait consiste à simuler le comportement en fatigue thermique pour quatre pièces deux en acier inoxydable duplex 2205 et deux en acier inoxydable austénitique 316L, et pour chaque acier nous avons travaillé avec deux formes géométrique l'une est parallélépipédique et l'autre est cylindrique creuse, le but c'est de comparer le comportement des deux aciers dans les mêmes conditions de travail.

Cette simulation a été faite par le logiciel COMSOL Multiphysics, qui est un logiciel très puissant et efficace dans ce domaine, il utilise la méthode des éléments finis pour la discrétisation et le calcul, bien que la méthode consomme beaucoup de ressources du calculateur, elle reste très performante et la plus recommandée d'entre les autres méthodes notamment pour les calculs des déformations.

Les résultats obtenus par la simulation nous ont donné la distribution de la température, les contraintes et les déformations au cours d'un cycle thermique (chauffage puis refroidissement), ainsi que la prévision de la durée de vie pour les deux pièces cylindriques dont les matériaux sont différents. Un calcul de fissuration a été fait aussi pour suivre la vitesse de propagation des fissures en fonction de nombre de cycles pour les deux matériaux et déterminer les paramètres de la loi de Paris.

L'acier inoxydable duplex 2205 a une résistance plus grande à la fatigue thermique que l'acier inoxydable austénitique 316L, cela est exprimé par les déformations pour un cycle et par la durée de vie prévue par COMSOL et aussi par la vitesse de propagation des fissures qui était plus grandes pour l'acier 316L. On peut expliquer cette différence de résistance par les propriétés mécaniques élevées de l'acier duplex et son faible allongement et par sa microstructure biphasée.

Donc pour des conditions de travail pareil ou il y a des gradients de température qui conduisent à la fatigue thermique l'acier duplex 2205 est le matériau approprié, sans négliger bien sûr les autre critères de choix du matériau tel que le prix et la disponibilité.

Le logiciel COMSOL Multiphysics permet d'avoir des résultats qu'on ne peut pas les obtenir par l'expérimentale, mais il n'en reste pas moins que nous avons négligés tous les types de défauts (géométriques, d'usinage, qualité de surface...etc.). Une caractérisation de l'état métallurgique et mécanique s'impose pour une étude plus pointue et plus fiable.

La perspective que nous proposons concernant la poursuite de cette étude est :
L'acquisition d'une version professionnelle du logiciel COMSOL Multiphysics pourrait probablement être onéreuse pour un étudiant mais elle donne des résultats plus approfondis et plus détaillés.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] V. Maillot ; Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue dans un acier inoxydable austénitique type 304L, Thèse de doctorat, École central de LILLE, 2003.
- [2] www.sf2m.com Fatigue sollicitation thermique, Journées organisées par la commission de fatigue de la société Française de Métallurgie et de métaux.
- [3] I. Virkkunen; Thermal fatigue of austenitic and duplex stainless steel, these of doctor of science, Helsinki University of Technology, 2001.
- [4] S.S.Manson ; Les contraintes d'origine thermique, édition Dunod, Paris, 1967.
- [5] K. Abadli ; Contribution à l'étude du comportement en fatigue et en choc thermique d'une fonte à graphite sphéroïdale en fonction de la structure de la matrice et élément d'alliages, Thèse de magister, USTHB, Alger, 1990.
- [6] C. Bathias, J. P. Bailon ; La fatigue des matériaux et des structures, Maloine S. A éditeur Paris, 1980.
- [7] F. Alexander ; Aspect probabilistes et microstructuraux de l'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage INCO 718, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2004.
- [8] M. Trimbach ; Vieillissement des aciers, Technique de l'ingénieur, M 235, MB3.
- [9] K. Lazizi ; Comportement en conditions de fatigue thermique de l'acier inoxydable austénitique 304 soudé par procédé TIG, thèse de Magister, Ecole Nationale Polytechnique, 2008.
- [10] C. Lemaignan, la rupture des matériaux, EDP sciences, 2003.
- [11] V. Calonne ; Propagation de fissures par fatigue dans les aciers austéno-ferritiques moulés, influence de la microstructure, du vieillissement et de la température d'essai, Thèse de doctorat, École National Supérieure des Mines de Paris, 2001
- [12] W. Elber; Fatigue crack closure under cyclic tension. Engineering Fracture Mechanics 1970.
- [13] Yeo Pu Zhong Oliver; Comparison of finite difference and finite volume methods & the Development of an educational tool for the Fixedbed gas adsorption problem, final year project, National Universiity of Singapour, 2011.
- [14] Pierre Spiteri, Introduction à la méthode des éléments finis, techniques de l'ingénieur, AF 504, 2005.
- [15] Zorica Pantic-Tanner; J. Scott Savage, Two-Dimensional Singular Vector Elements for Finite Element Analysis, IEEE, 1998.

- [16] Alexandre Ern ; Aide-Mémoire : Eléments finis, DUNOD, 2005.
- [17] R.L. Panton; Incompressible Flow, 2nd ed., John Wiley and Sons, 1996.
- [18] I. Harari and T.J.R. Hughes, What are C and h? Inequalities for the Analysis and Design of Finite Element Methods, Comp. Meth. Appl. Mech. Engrg, Vol. 97, 1992.
- [19] Y. Bazilevs, V.M. Calo, T.E. Tezduyar, and T.J.R. Hughes; Discontinuity Capturing for Advection-dominated Processes with Application to Arterial Drug Delivery, Int.J.Num. Meth. Fluids, Vol. 54, 2007.
- [20] T.J.R. Hughes and M. Mallet; A New Finite Element Formulation for Computational Fluid Dynamics: III. The Generalized Streamline Operator for Multidimensional Advective-Diffusive System, Comp. Meth. Appl. Mech. Engrg, Vol. 58, 1986.
- [21] G. Hauke and T.J.R. Hughes; A Unified Approach to Compressible and Incompressible Flows, Comp. Meth. Appl. Mech. Engrg, Vol. 113, 1994.
- [22] P.J.Cunat Aciers inoxydables: Propriétés. Résistance à la corrosion, Techniques de l'ingénieur, M4541, Juin 2000.
- [23]. ASM International, ASM Handbook Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, ASM International, 2005.
- [24]. William D. Callister, Jr. Et David G.Rethwisc : materials science and engineering: an introduction, Wiley, 2010.
- [25] P.J.Cunat ; Aciers inoxydables : Propriétés. Résistance à la corrosion, Techniques de l'ingénieur, M4541, Juin 2000.
- [26]. ASM International, ASM Handbook Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, ASM International, 2005.
- [27]. William D. Callister, Jr. Et David G.Rethwisc : materials science and engineering: an introduction, Wiley, 2010.
- [28] P.J.Cunat ; Aciers inoxydables : Propriétés. Résistance à la corrosion, Techniques de l'ingénieur, M4541, Juin 2000.
- [29] P.J.Cunat ; Aciers inoxydables : Critères de choix et structure, Techniques de l'ingénieur, M4540, 2000.
- [30] M.Colombie et coll : Matériaux métalliques, DUNOD Paris, 2000.
- [31] J. Barralis, G. Maeder : Précis de Métallurgie, élaboration, structures- propriétés et normalisation.
- [32] J. Barralis, G. Maeder : Métallurgie, tome 2, alliage ferreux, 1983.
- [33] P.Lacombe, B.Baroux : Conséquence sur les traitements thermiques dans les aciers inoxydables, 1990.
- [34] M.Grumbach Vieillissement des aciers, Techniques de l'ingénieur, Traité Matériaux métalliques, M235, 1993.
- [35] P.Lefèvre, M.Poupard, L.Primot, Y.Vendeville, A.Vieu ; Choix et mise en œuvre

des aciers inoxydables dans les industries agro-alimentaires et connexes, principes généraux (Vol 1), Publications CETIM, 1996.

[36] P.Lacombe, B.Baroux, Béranger ; Les aciers inoxydables, Editions Physique, 1990.

[37] P.Gympel, N.Arlt : Les aciers inoxydables, Editeur Tec et Doc, Paris, 1990.

[38] V.Calonne ; Propagation de fissure par fatigue dans les aciers austéno-ferritiques moulés : Influence de la microstructure, du vieillissement et de la température d'essai, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 13 Juillet 2001.

[39] Iris Alvarez-Armas; Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. Recent Patents on Mechanical Engineering, Vol 1, N°1 ; 2008.

[40] Michel DUPEUX ; Aide-mémoire Sciences des matériaux. Edition DUNOD, Paris 2004.

[41] J.Variot ; Les aciers inoxydables austéno-ferritiques et la fabrication d'appareils en aciers austéno-ferritiques, METAUX Corrosion-Industrie, 20 Novembre 1984.

[42] W.Zhang Probing; Heat transfer, fluid flow and microstructural evolution during fusion welding of alloys, PhD thesis, The Pennsylvania State University, August 2004.

[43] P. Lacombe, B. Baroux, G. Béranger ; Les aciers inoxydables, Éditions physique, 1990.

[44] A. Desestret, R. Mayoud ; Les aciers inoxydables austéno- ferritiques et la fabrication d'appareils en aciers austéno- ferritiques, Revue de Métallurgie, 1984.

[45] P. J. Cunat ; Propriétés, Résistance à la corrosion, Technique de l'ingénieur, M 4541, 2000.

[46]. P.J.CUNAT "Aciers inoxydables - Critères de choix et structure". Technique de l'ingénieur, fasc. M4540 (2000).

[47]. P ;SOULIGNAC, B ;BONNEFOIS, E.SOUTIF. "Chaudronnerie en aciers inoxydables". Technique de l'ingénieur, fasc. BM6570. (2007).

[48]. H.ORDENBACH "Les Aciers inoxydables : propriétés, mise en oeuvre, emploi, normes". Paris : Tec et Doc (1990).

[49]. Bain, E .C. ; Paxton , H .W "Les éléments d'addition dans l'acier". Paris : Dunod (1968).

[50]. A. KOZLOWSKI. "Données sur les aciers inoxydables – Normalisation" Technique de l'ingénieur, fasc. M4550 (2009).

[51]. ASM International Handbook Committee. "Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys" Volume 1, Edition Metals Handbook (1990)

[52]. T.Sourisseau, E.Chauveau, B.Baroux. "Mechanism of copper action on pitting phenomena observed on stainless steels in chloride media". Corrosion Science (2005).

[53]. ASM International Alloy Phase Diagram and the Handbook Committees. "Alloy Phase Diagrams " Volume 3, ASM Handbook. (1992).

[54]. J. Baralis & G. Maeder "Précis métallurgie", Nathan, Paris (1997).

[55]. P.J.CUNAT “Aciers inoxydables - Propriétés. Résistance à la corrosion”. Technique de l'ingénieur, fasc. M4541 (2000).

[56]. Z.AMY “Caractérisation de l'acier inoxydable X5CrNi18-10 et étude de son oxydation à température”. Mémoire de magistère. Université Mouloud Mammeri de Tizi Ouzou (2013).

[57]. J. C. M. FARRAR. “The alloy tree A guide to low-alloy steels, stainless steels and nickel-base alloys”. Cambridge CB1 6AH, England (2004).