

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Ecole Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie

Mémoire de projet de fin d'études

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

Modélisation du problème de fissuration des tubes en acier 304L utilisés dans une centrale électrique thermique

Yahia Abdelhamid Kerdache

Sous la direction du Dr. Abdelmadjid Kasser Maitre de conférence

Présenté et soutenu publiquement le 23 Juin 2016

Composition du Jury :

Président	M. A. DELLALI	Professeur	ENP
Rapporteur/ Promoteur	M. A. KASSER	Docteur	ENP
Examineurs	M. K. ABADLI	Docteur	ENP
	M. M LARIBI	Professeur	ENP

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Ecole Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie

Mémoire de projet de fin d'études

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

Modélisation du problème de fissuration des tubes en acier 304L utilisés dans une centrale électrique thermique

Yahia Abdelhamid KERDACHE

Sous la direction de Dr. Abdelmadjid KASSER Maitre de conférence

Présenté et soutenu publiquement le 23 Juin 2016

Composition du Jury :

Président	M. A. DELLALI	Professeur	ENP
Rapporteur/ Promoteur	M. A. KASSER	Docteur	ENP
Examineurs	M. K. ABADLI	Docteur	ENP
	M. M LARIBI	Professeur	ENP

الملخص

إن الهدف من هذا المشروع هو محاكاة الضرر الناتج عن الكلال الحرارو-ميكانيكي للفولاذ المضاد للصدأ الأوستينيتيكي 304L المستعمل في مكثف البخار لشركة كهرباء تارقة. للقيام بذلك, أجرينا محاكاة لظروف العمل بهدف تحديد معاملة الكلال. هذه الأخيرة استعملت لانجاز منحنى العلاقة لتحديد مدى الحياة. باستعمال البرنامج COMSOL Multiphysics الذي يعتمد على طريقة العناصر المنتهية أجرينا محاكاة التشوه, نقل الحرارة والكلال. **الكلمات المفتاحية:** الفولاذ المضاد للصدأ الأوستينيتيكي, الكلال الميكانيكي, الضغوط الحرارية, الكسر, المحاكاة, طريقة العناصر المنتهية.

Abstract

The aim of our project is to simulate the damage caused by the thermo-mechanical fatigue of the austenitic stainless steel 304L used in a steam condenser of Shariket Kahrabaa Terga power plant.

To achieve that, we modeled and simulated the in-service conditions in order to determine the fatigue parameters. The latter served to the establishment of a correlation curve for the determination of the lifetime.

With the use of the program COMSOL Multiphysics 5.0 which is based on the Finite Element Method, we performed the simulation of the heat transfer, the deformation and the fatigue.

Keywords: austenitic stainless steels, mechanical fatigue, thermal stress, rupture, simulation, Finite Element Method

Résumé

L'objectif de notre projet est de simuler l'endommagement par fatigue thermomécanique de l'acier inoxydable 304L utilisé dans un condenseur à vapeur de la centrale de Shariket Kahraba Terga.

Pour cela, nous avons modélisé et simulé les conditions de service dans le but de déterminer les paramètres de la fatigue. Ces derniers ont servie à l'établissement d'une courbe de corrélation pour la détermination de la durée de vie.

A l'aide du logiciel COMSOL Multiphysics 5.0 qui se base sur la Méthode des Eléments Finis, nous avons effectué la simulation du transfert thermique, de la déformation et de la fatigue.

Mots clés : aciers inoxydables austénitique, fatigue mécanique, contraintes thermiques, rupture, simulation, Méthode des éléments finis.

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail à l'ensemble des communautés musulmane et scientifique.

Plus particulièrement, je dédie ce travail à mes parents, à mes sœurs et à mon petit frère.

A mon très cher encadreur, l'aimable Dr. Kasser.

A ma famille de la promotion 2016 de génie des matériaux de l'École Nationale Polytechnique.

A mes chers amis polytechniciens.

A toutes celles et tous ceux qui ont une quelconque contribution dans mon enseignement dans de l'école de vie.

Et à ma richesse et ma perte, mon bonheur et mon deuil, mon maître et mon disciple, à MOI-MÊME.

Nahia

Remerciements

Dieu soit loué pour sa grâce. Je tiens tout d'abord à remercier mon promoteur Dr. KASSER d'avoir accepté de m'encadrer et de m'avoir inconditionnellement soutenu tout au long de mon projet.

Je remercie également Messieurs les jurés pour l'intérêt qu'ils ont porté à ma thèse et pour leur flexibilité : Monsieur le président Pr. A. DELLALI et Messieurs Dr. K. ABADLI et Pr. M. LARIBI.

De même, je remercie chaleureusement mes amis qui m'ont soutenu et encouragé jusqu'au bout. Egalement je remercie toutes celles et tous ceux que mon chemin a croisé dans mon parcours académique et dans ma quête de la connaissance.

KERDACHE Yahia Abdelhamid

Table des matières

Liste des tableaux	9
Liste des figures	10
Introduction générale	13

Chapitre 1 : Endommagement des métaux par fatigue

1.1. Introduction	15
1.2. La rupture	15
1.3. Les modes de rupture.....	16
1.4. Types de rupture	16
1.5. La fatigue mécanique.....	16
1.5.1. Définition	16
1.5.2. Propagation des fissures par fatigue.....	16
1.5.3. Initiation des microfissures	17
1.5.4. Caractérisation des fissures	17
1.5.5. Fatigue des polycristaux.....	18
1.5.6. Lois de propagation des microfissures	19
1.6. Fatigue thermique	19
1.6.1. Définition	19
1.6.2. Equation de contrainte.....	20
1.6.3. Mécanisme d'endommagement par fatigue thermique	20
1.6.4. Résistance à la fatigue thermique.....	21
1.7. Paramètres influents sur la fatigue	22
1.8. Calcul de la fatigue	23
1.8.1. Courbes d'endurance.....	23
1.8.2. Différents domaines d'endurance	24
1.8.3. Lois de résistance à la fatigue oligocyclique :	25
1.8.4. Calcul de la durée de vie	26
1.8.5. Calculs sous spectre	26
1.8.6. Méthode de décomposition du spectre (le Rainflow)	26

2. Chapitre 2 : Vibration

2.1. Introduction	29
-------------------------	----

2.2.	Définition de la vibration.....	29
2.2.1.	Développement de Fourier	29
2.3.	Equation de la vibration.....	29
2.4.	Oscillations de faible amplitude	30
2.5.	Phénomène de résonance	31
2.6.	Equations des ondes.....	31
2.6.1.	Onde longitudinale	31
2.6.2.	Onde transversale	32
2.7.	Modes propres	32
2.8.	Propagation d'une onde sinusoïdale.....	33
2.9.	Vibration aléatoires.....	33
2.9.1.	Les mesures statistiques de la vibration aléatoire	34
2.9.2.	L'analyse de la fatigue :	34

3. Chapitre 3 : les aciers inoxydables

3.1.	Introduction	37
3.2.	Définition.....	38
3.3.	Diagrammes d'équilibres.....	38
3.3.1.	Diagramme d'équilibre Fe-Cr	38
3.3.2.	Diagramme d'équilibre Fe-Ni	38
3.3.3.	Diagrammes d'équilibre ternaires	39
3.3.4.	Diagramme d'équilibre Fe-Cr-Ni.....	39
3.4.	Refroidissement hors équilibre :.....	39
3.5.	Précipitation de carbures	40
3.6.	Familles et Classification	41
3.7.	Constitution et Eléments d'addition	42
3.8.	Propriétés physiques	43
3.8.1.	Propriétés mécaniques	44
3.9.	Aciers inoxydables austénitiques.....	45
3.10.	La normalisation des aciers inoxydables	45
3.11.	Nouveaux aciers inoxydables	45

Chapitre 4 :Modélisation numérique

4.1.	Introduction	49
4.2.	Définition de la modélisation	49

4.3.	Les méthodes de discrétisation	49
4.3.1.	Les différences finies	49
4.3.2.	Les volumes finis	50
4.3.3.	Les éléments finis.....	50
4.4.	Méthode des éléments finis	50
4.4.1.	Approche de la MEF	50
4.4.2.	MEF appliquée aux déformations (Élasticité linéaire)	50
4.4.3.	Consistance et convergence	51
4.4.4.	Notion de stabilité	51
4.4.5.	Prérogatives de la MEF	52
4.5.	Solveurs itératifs	52
4.5.1.	La méthode de relaxation :	53
4.5.2.	La méthode du gradient conjugué :	53
4.5.3.	La méthode multi-échelles :	53

5. Chapitre 5 : Travail pratique

5.1.	Présentation de la centrale	55
5.2.	Description de la centrale	55
5.2.1.	Production électrique	55
5.2.2.	Cycle de gaz	55
5.2.3.	Cycle vapeur.....	56
5.2.4.	Cycle combiné.....	57
5.3.	Le condenseur	57
5.3.1.	Caractéristiques du condenseur.....	58
5.3.2.	La phase de contournement.....	59
5.4.	Description du problème d'endommagement.....	60
5.4.1.	Actions entreprises	61
5.5.	Description générale des tubes endommagés	61
5.6.	Description du matériau	62
5.6.1.	Analyse chimique.....	62
5.6.2.	Propriétés physiques.....	63
5.6.3.	Propriétés mécaniques.....	63
5.6.4.	Applications	63
5.7.	Causes potentielles de détérioration et diagnostic	64

5.7.1.	Perte d'épaisseur	64
5.7.2.	Corrosion intergranulaire	64
5.7.3.	Soudage	65
5.7.4.	Chocs thermiques	65
5.7.5.	Rupture sous charge statique.....	65
5.7.6.	Vieillessement.....	65
5.7.7.	Fluage.....	66
5.7.8.	Fissuration par fatigue.....	66
5.8.	Simulation avec COMSOL Multiphysics.....	67
5.8.1.	Présentation de l'interface.....	67
5.8.2.	Choi des modules	67
5.8.3.	Régimes transitoire, stationnaire, fréquentiel et cyclique	68
5.8.4.	Géométrie.....	68
5.8.5.	Matériaux	68
5.8.6.	Physique	69
5.8.7.	Multiphysics	69
5.8.8.	Maillage.....	69
5.8.9.	Calcul	69
5.8.10.	Affichage et export des résultats	69
5.9.	Simulations pour la détermination des paramètres de fatigue.....	70
5.9.1.	Calcul des harmoniques	70
5.9.2.	Simulation du flux de vapeur	79
5.10.	Simulation de la fatigue :.....	87
5.10.2.	Simulation de la fatigue mécanique de la structure dans son ensemble	96
	Conclusion générale	98
	Perspectives.....	100
	Références bibliographiques	101

Liste des tableaux

Table 2.1: paramètre des ondes stationnaires.	33
Table 3.1: principales propriétés physiques des différentes classes d'aciers inoxydables.....	44
Table 3.3.2: comparaison des propriétés mécaniques des différentes classes d'aciers inoxydables.....	44
Table 5.1: dimensionnements géométrique et thermodynamique du condenseur	59
Table 5.2: donnée des entrées de la vapeur de contournement.....	60
Table 5.3: composition chimique normalisée de l'acier 304L	62
Table 5.4: principales propriétés physiques du 304L	63
Table 5.5: principales propriétés mécaniques de différents produits en 304L.....	63
Table 5.6: les vingt premiers modes propres de déformation de la structure des tubes	72
Table 5.7: pics de déformations des différents modes propres de vibration.....	77

Liste des figures

Figure 1.1: Illustration photo-élastique des contraintes au voisinage d'une fissure [1].....	15
Figure 1.2: Les trois modes fondamentaux de rupture [4]	16
Figure 1.3: schéma du glissement successif par fatigue [7].	17
Figure 1.4: facies de rupture et caractérisation par MET des stries de fatigue dans l'aluminium [4].	18
Figure 1.5: Propagation de la fissure dans les polycristaux [7].	19
Figure 1.6: cyclage typique des contraintes thermiques [5].....	20
Figure 1.7: faïençage de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique [7].	21
Figure 1.8: naissance d'un microfissure à partir d'une inclusion dans un acier faiblement allié en fatigue gigacyclique [7].....	22
Figure 1.9: caractérisation des conditions d'essai de fatigue [12].	23
Figure 1.10: nuage de points des limites d'endurance de l'aluminium 2024 T3 obtenu à partir de résultats expérimentaux [8].	24
Figure 1.11: courbe de Wöhler décrivant les trois domaines d'endurance [14].	24
Figure 1.12: droite de Coffin Masson : amplitude de déformation plastique en fonction du nombre de cycles [14].	25
Figure 1.13: résistance à la fatigue oligocyclique: courbe de déformation totale et droites de déformations élastique et plastique [14].....	25
Figure 1.14: spectre de vibration [8].	26
Figure 1.15: modélisation simplifiée des courbes d'endurance [8].	27
Figure 2.1: système masse-ressort amortisseur	30
Figure 2.2: paramètres oscillatoires d'amplitude et de déphasage en fonction de la pulsation.	31
Figure 3.1: classes d'aciers [19].	37
Figure 3.2: diagrammes d'équilibre Fe-Cr et Fe-Ni [19].....	38
Figure 3.3: diagrammes ternaires en 3 dimensions et sa projection isotherme à 900°C [19].	39
Figure 3.4: diagramme TTP de l'acier 316L et courbe de précipitation [23].	40
Figure 3.5: diagramme de Schäffeler [23].	41
Figure 4.1: déformation d'un barreau élastique percé; en haut : maillage ; en milieu: configuration déformée ; en bas isovaleurs du déplacement vertical [35]	51
Figure 4.2: les différentes sources d'erreurs d'une analyse par éléments finis [29]	51
Figure 4.3: numérotation locale et globale des nœuds dans un maillage triangulaire [35].....	52
Figure 5.1: plan général du site de la centrale électrique SKT	55
Figure 5.2: cycle thermodynamique de la turbine à gaz	56
Figure 5.3: cycles thermodynamiques des différents étages de la turbine à vapeur	57
Figure 5.4: schéma simplifié du cycle combiné	57
Figure 5.5: schéma du condenseur en conditions de service normal	58
Figure 5.6: vue isométrique du condenseur étudié.....	58
Figure 5.7: schéma du condenseur en mode de "contournement"	60
Figure 5.8: endommagements observés lors de l'inspection	61
Figure 5.9: schématisation des modifications apportées au condenseur.	61
Figure 5.10: tubes de soutien interne du condenseur	62

Figure 5.11: capture d'écran de l'interface du logiciel COMSOL Multiphysics 5.0	67
Figure 5.12: capture d'écran de l'explorateur des matériaux	68
Figure 5.13: capture d'écran des options de maillage.....	69
Figure 5.14: capture d'écran de la construction géométrique de la structure étudiée.....	71
Figure 5.15: pics de déformation des différents composants en fonction de la fréquence de résonnance	77
Figure 5.16: capture d'écran des équations utilisées pour le calcul du transfert thermique	80
Figure 5.17: capture d'écran des équations utilisées pour le calcul de l'écoulement.....	80
Figure 5.18: construction géométrique du condenseur	81
Figure 5.19: maillage tétraédrique du condenseur pour la simulation de l'écoulement non-isotherme	82
Figure 5.20: résultat de la distribution de la température en deux dimensions	83
Figure 5.21: résultat de la distribution de la pression à deux dimensions.....	83
Figure 5.22: résultat du champ de vitesses à deux dimensions	84
Figure 5.23: résultat de la distribution de température en trois dimensions	84
Figure 5.24: résultat des gradients de température à l'intérieur du condenseur en trois dimensions	85
Figure 5.25: capture d'écran des équations utilisées pour le calcul de la fatigue.....	87
Figure 5.26: capture d'écran de la liste des propriétés de fatigue.....	88
Figure 5.27: déformation par flexion d'une plaque de soudage.....	90
Figure 5.28: courbe de durée de vie de la plaque sollicitée en flexion	90
Figure 5.29: déformation par traction d'une plaque de soudage.....	91
Figure 5.30: courbe de durée de vie de la plaque sollicitée en traction	91
Figure 5.31: déformation par flexion d'un petit tube.....	92
Figure 5.32: courbe de durée de vie du petit tube sollicité en flexion.....	92
Figure 5.33: déformation par traction d'un petit tube.....	93
Figure 5.34: courbe de durée de vie du petit tube sollicitée en traction-compression	93
Figure 5.35: déformation par flexion d'un grand tube.....	94
Figure 5.36: courbe de durée de vie d'un grand tube sollicitée en flexion.....	94
Figure 5.37: zones potentiels de rupture en rouge	96
Figure 5.38: déformation selon le mode propre 1	96

Introduction générale

Introduction générale

Les besoins en électricité en Algérie et dans le monde ne cessent de croître de jour en jour. L'Algérie doit faire face à ces besoins en énergie ; elle a donc construit plusieurs centrales à travers le territoire national pour couvrir la demande.

La centrale électrique de TERGA, dirigée par « Sharikat Kahraba Terga » située à proximité de la plage de Terga dans la Wilaya d'Ain Temouchent et exploitée par la SPA Operating & Maintenance, est un point important dans la production d'énergie électrique grâce à sa fiabilité et son rendement. En effet, le cycle combiné (gaz-vapeur) permet une flexibilité de production et une puissance accrue en plus d'un coût réduit car l'Algérie ne manque pas de ressources en gaz naturel. La proximité de la mer est aussi exploitée pour produire de l'eau déminéralisée pour la turbine à vapeur, et comme source froide pour condenser la vapeur. Ainsi, cette technique est moins polluante et permet une flexibilité qui suit la demande en puissance des consommateurs.

Dans le cadre du présent Projet de Fin d'Etudes, nous nous sommes penchés sur l'étude de l'endommagement du condenseur lors de l'opération de contournement (by-pass). Vu que le condenseur en service ne peut pas être arrêté ou soumis à des essais destructifs, nous réalisons une simulation du problème causant l'endommagement du condenseur.

Un diagnostic sera mené et nous déterminerons la cause de détérioration des composantes en acier inoxydable 304L utilisées dans la structure interne du condenseur comme étant « la fatigue ». Le phénomène de fatigue intervient lors de fluctuations ou de cyclage de contraintes d'origine mécanique ou thermique. Les matériaux utilisés dans de telles conditions doivent répondre à certains critères mais cela n'empêche pas leur détérioration au cours du temps.

Ainsi, notre travail est divisé en plusieurs parties. D'abord nous définissons la fatigue en tant que mécanisme d'endommagement. Nous explorons les lois qui régissent ce phénomène et nous introduisons les techniques de calcul. La fatigue étant un cyclage, lorsque les cycles ont une forte récurrence la sollicitation sera qualifiée de vibration. Nous introduisons donc par la suite les notions de vibration mécanique. Ensuite, nous étudions les propriétés de notre matériau, à savoir l'acier inoxydable 304L, et nous citons ses principales applications et caractéristiques. Notre étude bibliographique est parachevée par la définition de la modélisation et du calcul de simulation par la Méthode des Eléments Finis.

Le second grand volet de l'étude sera l'application de la simulation du modèle décrivant le condenseur dans son état de service en contournement. Le diagnostic est développé pour lancer l'étude de simulation sur de bonnes bases. Les résultats sont interprétés, discutés et nous finirons par une conclusion globale suivie de perspectives.

Chapitre 1 :
Endommagement des métaux
par fatigue

Chapitre 1 : Endommagement des métaux par fatigue

1.1. Introduction

Au cours de son service, un matériau est soumis à des sollicitations de plusieurs types. Ces sollicitations peuvent être de nature mécanique (forces ou pressions), thermiques (flux de chaleur ou gradient de température), chimiques (corrosion)...etc. De plus, ces sollicitations peuvent être statiques ou bien dynamique. Dans un cas ou dans l'autre on constate souvent un changement des propriétés du matériau. Ces changements peuvent être bénéfiques et volontairement induites (cas du durcissement structural), ou alors elles peuvent être néfastes et provoquer des accidents graves si mal-étudiés. La fatigue est l'un des phénomènes qui se manifestent au cours du service des matériaux et peut provoquer la fissuration, voir la rupture du matériau conduisant à de graves conséquences.

Dans la partie qui suit, nous introduirons les notions d'endommagement par rupture sous fatigue mécanique et thermique. Nous décrirons les lois d'initiation et de propagation des fissures, les conditions influentes et le calcul de la durée de vie.

Nous concluons par une introduction du calcul sous spectre de plusieurs fréquences pour considérer les sollicitations sous vibration multifréquence.

1.2. La rupture

La rupture finale d'un solide se produit le plus souvent par propagation brutale, sous l'effet de l'énergie élastique emmagasinée, d'une fissure qui provoque à son extrémité une violente concentration de contraintes capable de rompre les liaisons atomiques [1]. **La figure 1.1** caractérise les contraintes au voisinage d'une fissure.

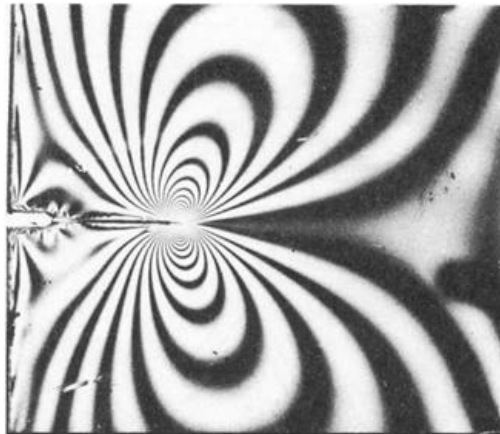


Figure 1.1: Illustration photo-élastique des contraintes au voisinage d'une fissure [1]

La grandeur physique pertinente pour en discuter est le facteur d'intensité de contrainte K si l'on considère une plaque infinie en matériaux parfaitement élastique dans laquelle existe une fissure [3]:

$$K = \sigma Y \sqrt{\pi l} \quad (1.1)$$

- Où :
- σ : contrainte moyenne appliquée loin de la fissure.
 - Y : facteur géométrique qui dépend des conditions de chargement.
 - l : longueur de la fissure.

La description analytique des champs de contraintes autour d'une fissure amène à distinguer trois modes fondamentaux [1].

1.3. Les modes de rupture

L'état général de propagation d'une fissure se ramène à la superposition de trois modes de ruptures principaux (**Figure 1.2**). Cependant, comme le plus souvent les ruptures correspondent au mode I; les études de mécanique de la rupture ont surtout porté sur ce mode, que nous développerons par la suite [3].

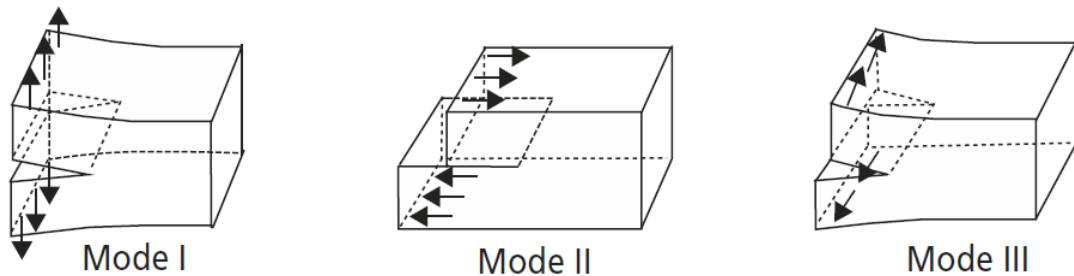


Figure 1.2: Les trois modes fondamentaux de rupture [4]

1.4. Types de rupture

La classification suivante est basée sur la dépendance par rapport au facteur temps et sur les mécanismes élémentaires mis en jeu :

Rupture par fissuration rapide : ductile, semi-fragile ou fragile

Rupture après fissuration progressive : sous sollicitation cyclique (fatigue mécanique ou thermique) sous sollicitation statique (corrosion sous contrainte, fluage) ou sous sollicitation complexe (fatigue-corrosion, fatigue fluage)

Les structures sont en général calculés de telle sorte que les contraintes ne dépassent en aucun point la limite d'élasticité d'un matériau. C'est donc un autre mode de rupture qui intervient lorsque les circonstances deviennent anormales (basses températures, grandes vitesses d'application de la charge, défauts créés en service...) [3].

1.5. La fatigue mécanique

1.5.1. Définition

La fatigue mécanique est une forme d'endommagement progressif et permanent qui se produit dans des structures soumises à des contraintes fluctuantes et/ou répétées [7]. Sous ces circonstances, il est possible pour la rupture de se produire sous une contrainte considérablement inférieure à la contrainte à la rupture sous charge statique. Le terme fatigue est utilisé parce que la rupture se produit après une longue période de contraintes cycliques. [4,5].

La fatigue est importante car elle représente la première cause de rupture des métaux. Elle est estimée à près de 90% de toutes les ruptures des matériaux (sauf les verres qui sont plutôt fragiles aux chocs). De plus, la rupture par fatigue est généralement catastrophique et insidieuse [4].

1.5.2. Propagation des fissures par fatigue

Un matériau dans lequel se propage une fissure voit sa section travaillante (qui supporte les charges) diminuer au point de provoquer la rupture brutale [6]. L'endommagement par fissuration

progressive correspond à trois stades : amorçage ou initiation – propagation lente – rupture finale. L'examen de la zone de fissuration progressive permet souvent de situer les zones d'amorçage [3].

1.5.3. Initiation des microfissures

Pour un monocristal favorablement orienté pour le glissement et sollicité par des efforts successivement positifs et négatifs, l'effort de traction crée une marche à la surface dans un certain sens (**Figure 1.3**). Lorsque la charge redevient nulle, la zone plastifiée atteint un état de déformation nulle. Il apparaît alors une contrainte résiduelle de compression σ_r . Lors de la compression qui s'en suit, le glissement se fait en sens inverse. Il s'en suit une déformation plastique de glissement qui provoque des dislocations sur le plan qui a été activé en premier. Suivant sa position, cela crée à la surface soit une excroissance, appelée extrusion, soit une rainure, appelée intrusion. À chaque cycle, ce mécanisme se répète, aboutissant à la formation de nombreuses extrusions et intrusions causant écrouissage du matériau par l'apparition de cellules de dislocations. La densité de dislocations est très grande dans les parois de ces cellules et très faible ailleurs. Quand elles envahissent l'ensemble du monocristal cela correspond à un certain degré d'écrouissage : la contrainte de cisaillement atteint un palier. Pour que la déformation puisse se poursuivre alors, il apparaît dans la structure en parois, des canaux, dans lesquels les dislocations circulent aisément [4, 7, 8].

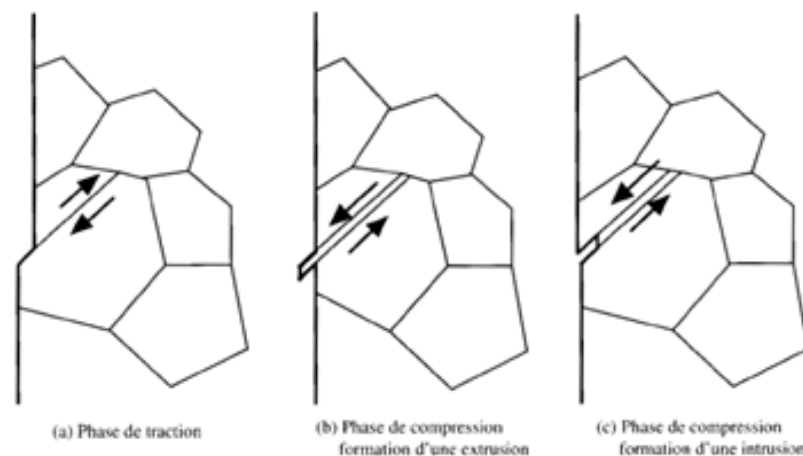


Figure 1.3: schéma du glissement successif par fatigue [7].

1.5.4. Caractérisation des fissures

A l'échelle macroscopique on distingue deux zones correspondent trois stades sur la cassure :

- Une zone lisse à grains fins : initiation et propagation par fatigue transgranulaire.
- Zone ductile, fragile ou semi-fragile : régions de cassure instantanée finale [3].

A l'échelle du microscope électronique, les ruptures de fatigue sont transcristallines et les surfaces sont souvent marquées par des microreliefs appelés stries de fatigue. **La figure 1.4** montre met en évidence ces stries. On a pu montrer qu'une strie de fatigue correspond à un cycle de sollicitation. Les stries de fatigue sont très marquées dans le cas des alliages CFC (aluminium, aciers austénitiques..), mais beaucoup moins dans le cas des alliages CC (la plupart des aciers) [3].

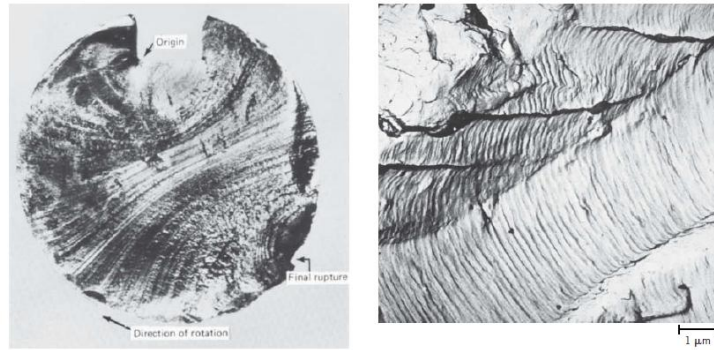


Figure 1.4: faciès de rupture et caractérisation par MET des stries de fatigue dans l'aluminium [4].

1.5.5. Fatigue des polycristaux

Si l'on observe de manière fine une structure sollicitée en fatigue, nous pouvons mettre une évidence très rapidement de nombreuses microfissures à l'intérieur des grains qui composent le métal (phase de naissance ou d'amorçage des microfissures). Les grains les plus favorablement orientés, plans de glissement orientés à 45° de la surface, pour le glissement sont les premiers à se déformer à cause des mouvements de dislocations. Au voisinage de la surface, ces glissements débouchent et créent des irrégularités de surface. Alors que les grains situés à l'intérieur du matériau enserrés entre des voisins qui restent élastiques, se déforment peu, et ce sont les grains de la surface qui interviennent. Ces dernières engendrent des concentrations de contrainte sur lesquelles vont se former les microfissures responsables de l'amorçage. Ces données expliquent pourquoi ce dernier apparaît généralement en surface des pièces. L'endommagement de fatigue est un endommagement de surface [6,7].

Lorsque le nombre de cycles appliqué est suffisamment élevé, nous remarquons qu'un certain nombre de grains est complètement traversé par des microfissures. Cette phase est appelée phase de nucléation des microfissures. Ces fissures apparues à la surface de certains grains, pénétrant dans le matériau, se heurtent à des obstacles, des barrières. Ce sont notamment les joints de grains, puisque les orientations des plans de glissement ne sont pas les mêmes dans les grains voisins du plan où les fissures ont pris naissance. Certaines fissures s'arrêtent définitivement en se heurtant à ces barrières.

D'autres réussissent à les franchir. Elles conservent pendant un certain nombre de cycles une orientation voisine de celle de l'origine, à 45° de la surface. Puis, éventuellement, ces microfissures se réunissent pour former une fissure macroscopique orientée plus ou moins selon la direction de cisaillement maximal (phase de coalescence des microfissures).

Au-delà d'une taille critique, la fissure change de direction de propagation qui devient perpendiculaire à la direction de la plus grande contrainte principale, la direction axiale dans le cas d'une éprouvette de traction compression c'est la phase de propagation de fissure par la loi de Paris (**Equation 1.2**) [7,8,9]. **La figure 1.5** illustre schématiquement les deux stades principaux.

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (I.2)$$

Avec : a : longueur de la fissure
 N : nombre de cycles à la rupture
 C : coefficient
 m : exposant

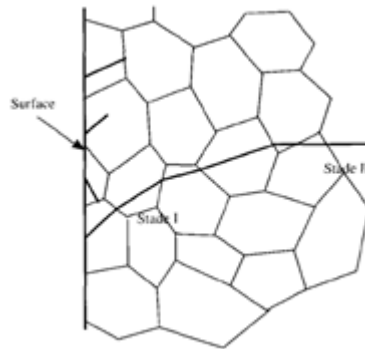


Figure 1.5: Propagation de la fissure dans les polycristaux [7].

1.5.6. Lois de propagation des microfissures

La propagation de la fissure suit les lois suivantes :

- Critère de contraintes : la rupture intervient lorsqu'à fond d'entaille on atteint la valeur critique de contraintes de rupture des liaisons. La distribution des contraintes est caractérisée par une valeur critique du facteur d'intensité de contrainte K_{IC} , qui caractérise la résistance du matériau à la propagation de fissures existantes.
- Critère d'énergie : la rupture intervient si la variation d'énergie élastique est supérieure à la variation d'énergie superficielle

$$\sigma_r = \sqrt{\frac{2EG_{IC}}{\pi a}} \quad (I.3)$$

Où : E : module de Young.

G_{IC} : énergie surfacique critique nécessaire pour créer une surface unité de fissuration.

σ_r contrainte de la rupture.

- Equivalence des deux critères: il y a une relation entre les deux critères K_{IC} et G_{IC} qui caractérisent la propagation brutale d'une fissure :

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{EG_{IC}}{1-\nu^2}} \quad (I.4)$$

Où : ν est le module de Poisson [3].

1.6. Fatigue thermique

1.6.1. Définition

La fatigue thermique est une fissuration due à la présence de gradients de température qui varient dans le temps de telle sorte de produire des cycles de contrainte dans la structure [5]. Elle est induite par la fluctuation des contraintes thermiques sans que des contraintes mécaniques externes ne soient forcément présentes. **La figure 1.6** illustre la relation entre le cyclage thermique et la contrainte. L'origine de ces contraintes thermiques est l'empêchement de l'expansion/contraction volumique qui devrait avoir lieu lors de la variation de la température ce qui peut conduire à des déformations plastiques. Ainsi, le matériau subit des contraintes de compression lors du chauffage et des contraintes de compression lors du refroidissement [5]. Les contraintes thermiques ne peuvent se manifester si le matériau est libre de se déformer, de ce fait une manière évidente de les éliminer ou

les réduire est de permettre les changements dimensionnels ou de choisir un matériau avec les propriétés physiques appropriées [5].

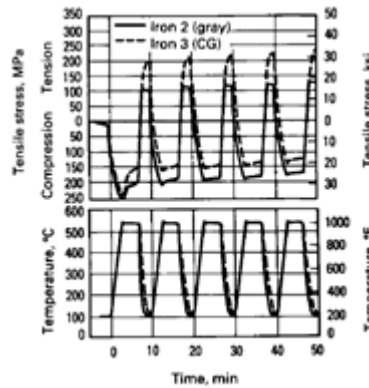


Figure 1.6: cyclage typique des contraintes thermiques [5].

1.6.2. Equation de contrainte

Les contraintes thermiques peuvent être établies à cause de gradients de température à travers le corps du solide où le changement de température à l'extérieur se fait plus rapidement qu'à l'intérieur, des changements de dimensions différentiels ont lieu et empêchent l'expansion ou la contraction libre des éléments de volume adjacents au sein du solide [4].

Par exemple, lors du chauffage d'une pièce, l'extérieur est plus chaud et donc se dilate plus que les régions intérieures. De ce fait, des contraintes de compression superficielles sont induites et sont équilibrés par des contraintes de traction [5].

Si l'on considère un solide homogène et isotrope chauffé ou refroidi uniformément (pas de gradient de température) et dont le mouvement axial est bridé par des supports rigides, il en résulte des contraintes thermiques. L'amplitude de la contrainte d'un changement de température entre T_0 et T_f est donnée par l'équation :

$$\sigma = E * \alpha * (T_0 - T_f) \quad (1.5)$$

Où : σ : contrainte thermique
 α : coefficient de dilatation thermique
 E : module d'élasticité

Les contraintes calculés par l'équation sont les mêmes dans le cas du chauffage (expansion) ou du refroidissement (contraction) [4].

1.6.3. Mécanisme d'endommagement par fatigue thermique

Comme l'équilibre de température entre la surface et le cœur de la pièce ne s'établit pas instantanément lors des variations cycliques de la température, il existe des déformations différentielles, cycliques elles aussi. Il en résulte des variations périodiques de contrainte qui donne naissance à des fissures illustrés dans **la figure 1.7**. En général ces fissures pénètrent dans la pièce sur une certaine profondeur, puis finissent par s'arrêter [7].



Figure 1.7: faïençage de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique [7].

L'interprétation de la fatigue thermique est compliquée de par les différentes méthodes de test employées. Les deux méthodes largement acceptées sont :

- Fatigue thermique bridée [5]

Une éprouvette est montée entre deux plateaux maintenus par des colonnes rigides chauffées par induction et refroidies par convection (circulation d'eau de refroidissement). La contrainte thermique qui se développe au niveau de l'éprouvette est suivie par une cellule électronique. A raison que le cyclage thermique continu, le matériau accumule l'endommagement par fatigue de manière similaire à la fatigue mécanique. Au final, le matériau rompt par fatigue.

En comparant les résultats expérimentaux de tests de plusieurs nuances, on peut constater des corrélations entre la composition chimique et la fatigue thermique (le molybdène est un élément connu pour résister à la fatigue thermique lorsqu'il est ajouté aux aciers)

$$\log(N) = 0.934 + 0.026 * R_m + 0.861 * \%Mo \quad (1.6)$$

Où : N est le nombre de cycles à la rupture
 R_m : est la résistance à la traction

- Test de choc thermique à haute fréquence [5]

L'éprouvette est cyclée entre un environnement à température modérée et un environnement à haute température, ce qui cause une expansion et une contraction thermique. Parce que dans ce type de test la conductivité thermique joue un rôle capital, les matériaux dont la conductivité thermique est élevée résistent mieux à la fatigue thermique.

1.6.4. Résistance à la fatigue thermique

En général, les matériaux qui résistent bien à la fatigue thermique ont une conductivité thermique élevée, un faible module d'élasticité, une bonne rigidité et une bonne résistance à l'oxydation et au changement structural. Le classement relatif des métaux ferreux varie avec les conditions environnantes. Lorsqu'on est en présence de hauts taux de refroidissement, les données expérimentales et les expériences commerciales montrent que la conductivité et un faible module d'élasticité sont les plus importants. De ce fait, les alliages à haut pourcentage en carbone sont supérieurs. Dans le cas de taux de refroidissement intermédiaires, les aciers ferritiques ont une meilleure résistance à la fissuration mais ils sont sujets à des distorsions. Alors que dans le cas de

faible taux de refroidissement, les aciers perlitiques ou les aciers alliés au Silicium et Molybdène offrent le meilleur compromis entre fissuration et distorsion [5].

1.7. Paramètres influents sur la fatigue [7, 5, 11, 8]

- Taille et orientation des grains

Les structures à grains fins présentent une meilleure tenue en fatigue que les structures à gros grains.

- Taux d'écroutissage

L'écroutissage résultant des opérations de formage a pour effet de consolider le matériau (augmentation de la limite d'élasticité), et par suite, améliore la tenue en fatigue. Les contraintes résiduelles ont de même un effet très néfaste pour la résistance à la fatigue.

- Traitement thermique

Suivant que le traitement thermique provoque un adoucissement ou un durcissement du matériau, la tenue en fatigue sera diminuée ou augmentée. De plus, le traitement thermique peut modifier la taille des grains.

- Santé métallurgique de l'alliage

Les défauts métallurgiques (lacunes, défauts interstitiels, précipités, inclusions) peuvent être à l'origine de l'endommagement par fatigue en provoquant des concentrations de contrainte locales. L'abatement de durée de vie dépendra fortement de leur quantité, taille, nature, répartition, orientation par rapport aux efforts. Les inclusions, notamment, sont des sites de forte concentration de contrainte. Les fissures de fatigue prendront donc facilement naissance en surface à leur voisinage. On observe alors un aspect caractéristique de la surface de rupture appelé œil de poisson (**figure 1.8**) : il est dû au développement progressif de la fissure à partir de l'inclusion.

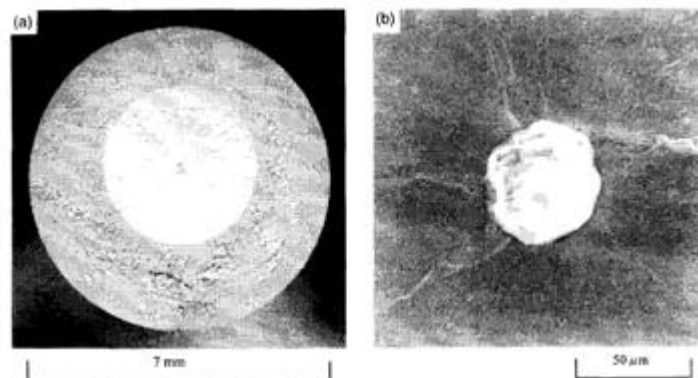


Figure 1.8: naissance d'une microfissure à partir d'une inclusion dans un acier faiblement allié en fatigue gigacyclique [7].

De même, les défauts de soudage représentent des défauts métallurgiques (manque de pénétration, manque de fusion, fissuration, inclusions, pores...).

- Nature de la charge

Le chargement peut être monotone ou variable (spectre).

Dans le cas des chargements monotones les paramètres prépondérants sont :

- La forme du signal : un signal du type carré et plus pénalisant que celui de type sinusoïdal.
 - Le rapport R : à contrainte maximale constante, si R augmente, la durée de vie augmente.
 - La contrainte moyenne : à amplitude de chargement constante, si S_{moy} augmente, la durée de vie diminue.
 - L'ordre d'apparition des cycles.
- Défauts de forme

Un accident de forme augmente localement le niveau de contrainte. Cette augmentation peut être traduite par un coefficient de surcontrainte élastique K_t (rapport entre la contrainte locale maximale et la contrainte nominale) qui diminue la durée de vie.

- Dimensions

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

- Qualité de surface et d'usinage

Un mauvais usinage provoque en surface des microreliefs susceptibles d'augmenter localement le niveau de contrainte ; l'amorçage de fissures en surface est donc retardé lorsque la rugosité est faible. D'un autre côté, l'usinage peut introduire des contraintes résiduelles de traction en surface (elles sont équilibrées en profondeur par des contraintes résiduelles de compression) ; ces contraintes se superposant à celles du chargement accélèrent l'endommagement par fatigue.

1.8. Calcul de la fatigue

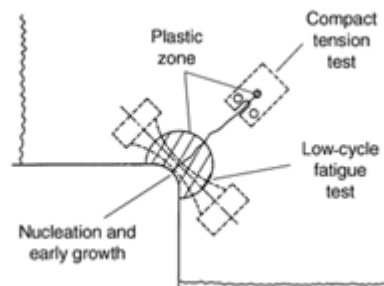


Figure 1.9: caractérisation des conditions d'essai de fatigue [12].

Le calcul de la fatigue se fait en considérant l'état de sollicitation le plus sévère. Ainsi, on considère la partie du mécanisme ou de la pièce qui subit les efforts les plus importants.

1.8.1. Courbes d'endurance

La tenue en fatigue d'un matériau est habituellement quantifiée par des courbes d'endurance ou courbes de Wöhler obtenues par lissage de points expérimentaux (**figure 1.10**).

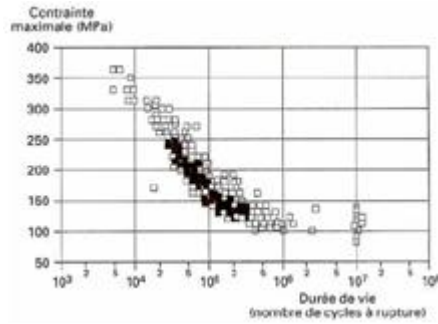


Figure 1.10: nuage de points des limites d'endurance de l'aluminium 2024 T3 obtenu à partir de résultats expérimentaux [8].

Elles sont établies sous chargement périodique monotone avec des éprouvettes élémentaires présentant différents accidents de forme. Un chargement périodique monotone peut être parfaitement défini par la valeur maximale de la contrainte et son rapport R (rapport entre la contrainte minimale et la contrainte maximale) [8, 9].

$$R = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{min}} \quad (I.7)$$

La limite d'endurance σ_D est définie comme étant la contrainte maximale qu'un matériau peut supporter à un cycle infini. Elle n'est valable que pour certains matériaux comme les aciers et le titane.

La limite à la fatigue σ_{10} quant à elle, est la contrainte limite qu'un matériau peut supporter à nombre de cycles défini de l'ordre de 10^7 .

Les méthodes standards de test de la fatigue sont : BS 3518, ASTM E513, ASTM E912, ASTM E206, ASTM E742, ASTM E466, ASTM E606, ASTM 4 468 et ASTM E739 [13].

1.8.2. Différents domaines d'endurance

Nous pouvons distinguer trois domaines d'endurance (**figure 1.11**) :

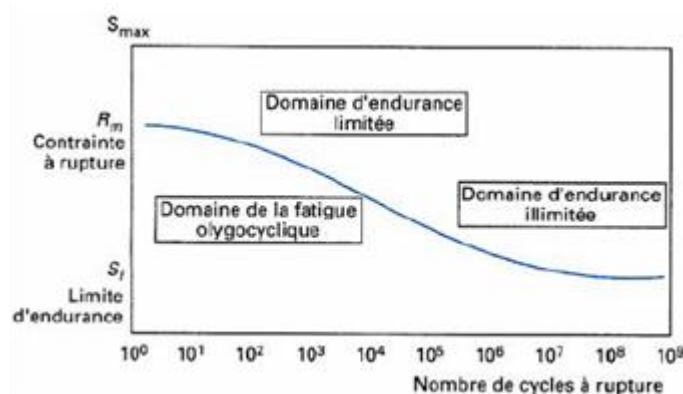


Figure 1.11: courbe de Wöhler décrivant les trois domaines d'endurance [14].

Le premier se caractérise par le fait que les contraintes dépassent ou avoisinent le niveau de la limite d'élasticité ; ce domaine correspond à la fatigue oligocyclique ;

Le second traduit le domaine d'endurance limitée : la rupture qui intervient apparaît après l'application d'un nombre limité de cycles ; c'est le domaine dans lequel travaillent les structures métalliques.

Le troisième est le domaine d'endurance illimitée : au-dessous d'un certain niveau de contrainte (appelé limite d'endurance) et quel que soit le nombre de cycles effectué, la structure ne rompt pas.

Notons que la contrainte S représente la contrainte brute (la force appliquée rapporté sur la surface) qui diffère de la contrainte σ qui représente la contrainte locale au sein du matériau [8].

1.8.3. Lois de résistance à la fatigue oligocyclique :

En reportant les valeurs de l'amplitude de variation $\Delta\varepsilon_p$ de la déformation plastique en fonction du nombre N_r de cycles à rupture (**figure 1.12**). En coordonnées bilogarithmiques ($\Delta\varepsilon_p, N_r$), les points expérimentaux s'alignent selon une droite correspondant à la loi de Manson-Coffin (**figure 1.13**).

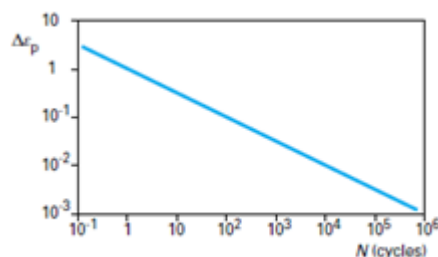


Figure 1.12: droite de Coffin Masson : amplitude de déformation plastique en fonction du nombre de cycles [14].

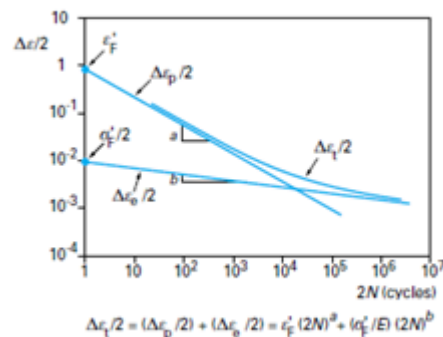


Figure 1.13: résistance à la fatigue oligocyclique: courbe de déformation totale et droites de déformations élastiques et plastiques [14].

La déformation totale impose $\Delta\varepsilon_t$ se décompose en une partie plastique $\Delta\varepsilon_p$ et une partie élastique $\Delta\varepsilon_e$. Si l'on fait de même avec les variations de la déformation élastique et de la déformation totale, on obtient l'ensemble des courbes de la (**figure 1.15**), ($\Delta\varepsilon_t/2, \Delta\varepsilon_e/2, \Delta\varepsilon_p/2, N_r$) qui montre l'importance relative des différentes composantes de la déformation sur la durée de vie en fatigue plastique.

Si l'on multiplie la déformation élastique $\Delta\varepsilon_e$ par le module d'Young E , la courbe obtenue donne la contrainte vraie en fonction du nombre de cycles à rupture. C'est la courbe de Basquin qui se relie à la courbe de Wöhler pour les grands nombres de cycles [14].

1.8.4. Calcul de la durée de vie [8]

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

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \varepsilon'_f (2N)^c + \frac{\sigma'_f}{E} (2N)^b \quad (1.8)$$

- Avec :
- ε'_f 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

Cette dernière relation est valable pour $R = -1$. Plusieurs auteurs ont proposé de modifier la formulation afin de prendre en compte l'effet de contrainte moyenne ($R \neq -1$). La formulation la plus simple est celle de Morrow :

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \varepsilon'_f (2N)^c + \frac{\sigma'_f - \sigma_{moy}}{E} (2N)^b \quad (1.9)$$

1.8.5. Calculs sous spectre

Un spectre est une succession de pics de contrainte (figures 1.14). Il correspond à une zone précise de l'assemblage ou de la pièce étudiée et à des conditions de fonctionnement données. Le calcul en fatigue sous spectre utilise les données établies sous chargement monotone.

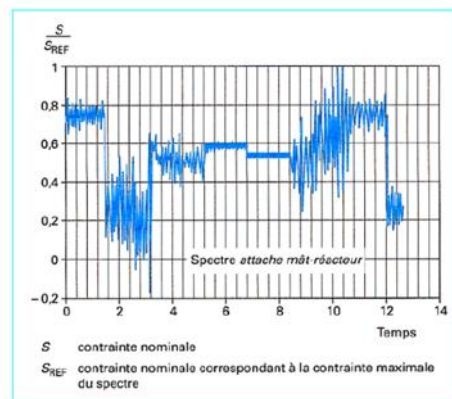


Figure 14 - Spectre attache mât-réacteur

Figure 1.14: spectre de vibration [8].

1.8.6. Méthode de décomposition du spectre (le Rainflow)

Le spectre ne peut être utilisé directement. Le relevé de la déformation locale ε et de la contrainte locale σ met en évidence, dans un graphe (ε, σ) des boucles plus ou moins étroites traduisant le phénomène d'hystérésis du matériau. L'endommagement en fatigue est proportionnel à l'aire de ces boucles. La méthode du Rainflow permet de faire ressortir les boucles d'hystérésis d'un spectre. Cette méthode de décomposition fait apparaître les cycles prépondérants pour l'endommagement.

Lorsque nous représentons des courbes de Wöhler pour différents rapports R dans un diagramme bilogarithmique, nous constatons que les courbes forment quasiment un réseau de droites parallèles de pente $-1/p$ (figure 1.15).

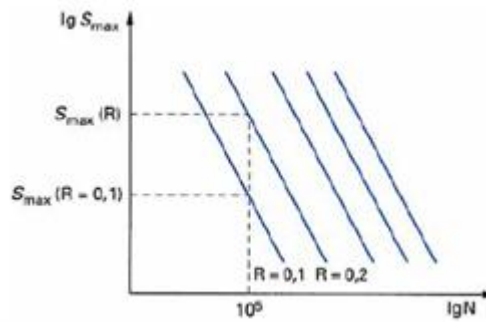


Figure 1.15: modélisation simplifiée des courbes d'endurance [8].

Par une simple projection géométrique, nous pouvons déduire la durée de vie à partir du chargement et vice versa.

Le domaine de validité du modèle est limité à une certaine gamme de durées de vie puisque la linéarisation des courbes de Wöhler supprime la notion de limite d'endurance. Il est souvent admis que, sous spectre, les petits cycles engendrent un endommagement non négligeable [8].

Chapitre 2 :

Vibration

2. Chapitre 2 : Vibration

2.1. Introduction

L'étude des oscillations est volontairement restreinte aux oscillations de faible amplitude. Ces dernières, représentent les déformations réelles des métaux dans les structures. De plus, les seules forces de frottement prises en comptes sont les forces de frottement de viscosité proportionnelles à la vitesse qui équivalent aux amortissements des oscillations par déformation plastique. Les notions de résonance et d'impédance mécanique sont fortement liées aux oscillations forcées des structures. Nous avons opté pour une démarche basée sur la superposition de solutions particulières sinusoïdales sur lesquelles on se basera dans le calcul spectral.

2.2. Définition de la vibration

Les vibrations sont des mouvements d'oscillations libres impulsés dans un solide qui se propagent en s'amortissant peu à peu au cours du temps en raison d'une perte d'énergie $\Delta W/W$ à chaque cycle. Plusieurs autres paramètres permettent de quantifier cette dissipation progressive d'énergie :

Le décrément logarithmique δ des vibrations (logarithme du rapport des amplitudes successives des vibrations en un point donné), égal à $D/2$ où D est la capacité d'amortissement ;

L'angle de déphasage φ , déphasage temporel entre une contrainte sinusoïdale et la déformation qu'elle provoque au même point ;

Le coefficient d'amortissement η et son inverse, le facteur de résonance Q .

Ces grandeurs sont reliées par l'équation :

$$\eta = \frac{1}{Q} = \frac{D}{2\pi} = \frac{\delta}{\pi} = \sin\varphi \quad (2.1)$$

Ce frottement intérieur est dû à divers mécanismes dissipatifs associés aux déformations de faibles amplitudes : oscillation de dislocations ou même friction aux joints de grains dans les polycristaux, friction visqueuse des chaînes macromoléculaires dans les polymères, friction aux interfaces dans les composites [1].

2.2.1. Développement de Fourier [15]

Soit $A(t)$ une fonction périodique, de période T , son développement de Fourier s'écrit :

$$A(t) = \frac{a_0}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} a_n \cos(n\omega t) + b_n \sin(n\omega t) \quad (2.2)$$

Où : $\omega = 2\pi/T$ est appelée pulsation

A_n et b_n : sont des constantes caractéristiques l'amplitude de chaque fréquence.

2.3. Equation de la vibration [16]

L'équation de d'Alembert pour un système à un degré de liberté décrit l'oscillation d'un système par l'équation :

$$\frac{d}{dt} \left[\frac{\partial T}{\partial \dot{q}} \right] - \left[\frac{\partial T}{\partial q} \right] = F_q \quad (2.3)$$

Où : t : variable temporelle

T : énergie cinétique

q : variable généralisée
 Fq : force généralisée conjuguée à q

Dans le cas d'une force dérivant d'un potentiel, comme le cas d'une déformation, la fonction de Lagrange simplifie l'étude avec l'équation :

$$\frac{d}{dt} \left[\frac{\partial L}{\partial \dot{q}} \right] - \left[\frac{\partial L}{\partial q} \right] + \left[\frac{\partial D}{\partial \dot{q}} \right] = F_q \quad (2.4)$$

Où : L : fonction de Lagrange égale à la différence entre l'énergie cinétique et potentielle L=T-U.

D: fonction de dissipation par frottement, $D = -\frac{1}{2}\alpha \frac{\partial \vec{r}^2}{\partial q} \dot{q}^2$ avec α : viscosité de l'amortisseur.

Si on a un système complexe avec N degrés de liberté, on obtient un système d'équations où chaque qi correspond à une coordonnée généralisée :

$$\frac{d}{dt} \left[\frac{\partial L}{\partial \dot{q}_i} \right] - \left[\frac{\partial L}{\partial q_i} \right] + \left[\frac{\partial D}{\partial \dot{q}_i} \right] = F_{q_i} \quad (2.5)$$

2.4. Oscillations de faible amplitude [16]

En posant a et b tels que la fonction de Lagrange s'écrit :

$$L = \frac{1}{2} a \dot{q}^2 - \frac{1}{2} b q^2 \quad (2.6)$$

L'équation se simplifie sous la forme :

$$\ddot{q} + 2\delta \dot{q} + \omega_0^2 q = A(t) \quad (2.7)$$

Avec : δ facteur d'amortissement $\delta = \frac{\beta}{2a_0}$

ω_0 : pulsation propre $\omega_0 = \sqrt{\frac{b_0}{a_0}}$

A(t) : force qui dépend du temps $A(t) = \frac{F_{q_{ext}}}{a_0}$, où Fqext est une force généralisée extérieure

- **Exemple typique :**

Considérons une masse m suspendue à un ressort de raideur k et attachée à un amortisseur de viscosité α comme montré dans la **figure 2.1**.

L'équation de déplacement s'écrit :

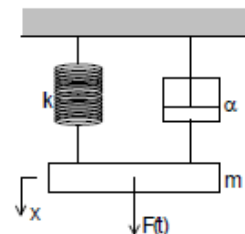
$$\ddot{x} + 2\delta \dot{x} + \omega_0^2 x = A(t) \quad (2.8)$$

$$\Rightarrow \delta = \frac{\alpha}{2m}, \omega_0 = \sqrt{\frac{k}{m}}, A(t) = \frac{F(t)}{m}$$

Cas particulier où $A(t) = A_0 \cos(\Omega t)$

L'équation se transforme en une équation algébrique simple

:



Système masse-ressort-amortisseur

Figure 2.1: système masse-ressort amortisseur

$$[(\omega_0^2 - \Omega^2) + i2\delta\Omega]x = A_0 \quad (2.9)$$

Dont la solution est :

$$x = \frac{A_0}{[(\omega_0^2 - \Omega^2) + i2\delta\Omega]} \quad (2.10)$$

D'où l'on tire l'amplitude X_0 et la phase :

$$X_0 = \frac{A_0}{[(\omega_0^2 - \Omega^2) + 4\delta^2\Omega^2]} \quad (2.11)$$

$$\varphi = -\arctan \frac{2\delta\Omega}{\omega_0^2 - \Omega^2} \quad (2.12)$$

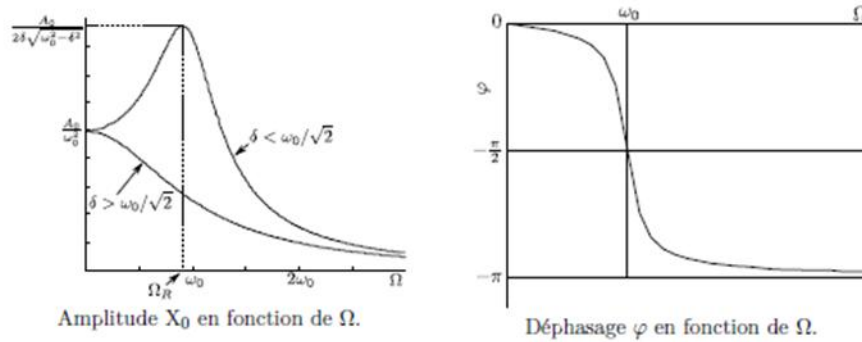


Figure 2.2: paramètres oscillatoires d'amplitude et de déphasage en fonction de la pulsation.

La figure 2.2 montre que les paramètres de vibration dépendent fortement de la pulsation

2.5. Phénomène de résonance [16]

Il existe un maximum à la pulsation $\Omega_R = \sqrt{\omega_0^2 - 2\delta^2}$ seulement si l'amortissement est suffisamment faible pour que $\delta < \frac{\omega_0}{\sqrt{2}}$. A cette pulsation, appelée pulsation de résonance, on dit que le système entre en résonance et l'amplitude X_0 est maximale. Elle vaut :

$$X_{max0} = \frac{A_0}{2\delta\sqrt{\omega_0^2 - \delta^2}} \quad (2.13)$$

Dans le cas des faibles amortissements, la fréquence de résonance est très peu différente de la pulsation propre $\Omega_R \approx \omega_0$. Dans ce cas, l'amplitude de vibration à la résonance X_{0max} est égale à :

$$X_{max0} = \frac{A_0}{2\delta\omega_0} \quad (2.14)$$

Pour les faibles amortissements, X_{0max} est donc inversement proportionnel à δ .

2.6. Equations des ondes

2.6.1. Onde longitudinale [15,16]

Considérons un cylindre de longueur infinie soumis à un effort de traction selon la coordonnée x . Nous allons étudier la propagation d'une onde plane longitudinale de faible amplitude le long du cylindre. Sous l'action de la compression locale, la section se déplace de u_x . L'équation d'onde est donnée par :

$$\frac{\partial^2 u_x}{\partial x^2} - \frac{1}{V^2} \frac{\partial^2 u_x}{\partial t^2} = 0 \quad (2.15)$$

Où V est la vitesse de propagation de l'onde qui dépend de la densité et de l'élasticité : $V = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$.

Dans le cas d'une onde progressive sinusoïdale, le déplacement de particules s'écrit en notation complexe

$$u_x(x, t) = U_0 e^{i(\omega t - kx)} \quad (2.16)$$

Où $k = \frac{\omega}{V} = \frac{2\pi}{\lambda}$ est le module du vecteur d'onde, λ étant la longueur d'onde. On appelle ce type d'ondes des ondes.

2.6.2. Onde transversale [15]

Le déplacement dans le cas d'une onde transversale est perpendiculaire au sens de propagation de l'onde ce qui permet d'écrire :

Dans le cas d'une onde transversale, le matériau est sollicité en cisaillement plus qu'en traction ce qui fait que la vitesse de propagation dépend du module de cisaillement G, au lieu du module de Young : $V = \sqrt{\frac{G}{\rho}}$.

Ce qui permet d'écrire :

$$\frac{\partial^2 u_z}{\partial x^2} - \frac{\rho}{G} \frac{\partial^2 u_z}{\partial t^2} = 0 \quad (2.17)$$

L'équation a la même forme que la précédente, la résolution se fait d'une manière semblable.

2.7. Modes propres [16]

Considérons un barreau de longueur L. Lorsque le barreau est soumis à une déformation longitudinale initiale, il est le siège d'ondes longitudinales se propageant dans le sens des x croissant et des x décroissants. Chacune de ces ondes subit une réflexion totale aux extrémités du barreau, donnant ainsi une multitude d'onde se propageant dans les deux sens. Ces différentes ondes interfèrent entre elles.

La solution de l'équation s'écrit :

$$u_x(x, t) = A(e^{-ikx} - e^{ikx})e^{i\omega t} = -2iA \sin(kx)e^{i\omega t} \quad (2.18)$$

La seconde condition impose : $-2ikSEA \cos(kL) e^{i\omega t} = 0$

D'où : $\cos(kL) = 0$

Dont les racines sont : $k_n = \frac{(2n+1)\pi}{2L}$; 'n' étant un nombre entier.

Les pulsations correspondantes permettant de satisfaire les conditions aux frontières sont :

$$\omega_n = k_n V = \frac{(2n+1)\pi V}{2L} \quad (2.19)$$

Où V est la vitesse de propagation de l'onde : $V = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$

Ces pulsations "permises" sont appelées les pulsations propres. Il y a donc une infinité de pulsations propres et la solution réelle s'écrit :

$$u_x(x, t) = \sum_{n=0}^{\infty} [a_n \cos(\omega_n t) + b_n \sin(\omega_n t)] \sin(k_n x) \quad (2.20)$$

Avec :

$$k_n = (2n + 1) \frac{\pi}{2L} \quad (2.21)$$

Et

$$\omega_n = k_n V = (2n + 1) \frac{\pi V}{2L} \quad (2.22)$$

Les ω_n sont les pulsations propres. Les coefficients a_n et b_n sont déterminés par les conditions initiales du mouvement.

2.8. Propagation d'une onde sinusoïdale [16]

Si un cylindre de longueur L et de section S est soumis à une force sinusoïdale de pulsation Ω et d'amplitude maximale F_0 la solution de l'équation pour le déplacement d'une particule s'écrit :

$$u(x, t) = F_0 \frac{\sin\left[\frac{\Omega}{V}x\right]}{\frac{\Omega}{V}ES \cos\left(\frac{\Omega}{V}L\right)} e^{i\Omega t} \quad (2.23)$$

On obtient un phénomène d'ondes stationnaires dont les amplitudes et les positions des nœuds et des ventres pour le déplacement de particules sont donnés par le tableau suivant :

Table 2.1: paramètre des ondes stationnaires.

	Nœuds	Ventres
Position	$x_n = L - (2n + 1) \frac{\lambda}{4}$	$x_n = L - n \frac{\lambda}{2}$
Amplitude	$U_{min} = 0$	$U_{max} = \frac{F_0}{KES \cos(KL)}$

La résonance apparaît pour des fréquences d'excitations égales à l'une des pulsations propres du barreau : $\Omega = \omega_n = \frac{(2n + 1)\pi V}{2L}$

2.9. Vibration aléatoires

La vibration peut être aléatoire dans la nature et dans de larges domaines d'application où des charges arbitraires peuvent être rencontrées. Dans ces cas, l'amplitude instantanée de la vibration n'est pas prédictible à chaque moment puisque l'amplitude à chaque instant ne dépend d'aucune autre amplitude en un autre instant [1].

Dans plusieurs cas, le manque de périodicité est apparent et la nature complexe des vibrations est illustrée par l'analyse de Fourier qui révèle que le mouvement aléatoire peut être représenté comme une superposition d'une série d'ondes sinusoïdales, chaque courbe ayant son propre couple fréquence-amplitude. Avec ces multiples fréquences survenant au même temps, la résonance structurale de différents composants peut être excitée simultanément ce qui augmente l'endommagement potentiel par les vibrations aléatoires [17].

2.9.1. Les mesures statistiques de la vibration aléatoire [17]

A cause de la complexité mathématique de travailler avec ces ondes sinusoïdales superposées pour trouver l'amplitude instantanée en tant que fonction exacte du temps, une méthode plus efficace est d'utiliser un processus statistique pour déterminer la probabilité de l'occurrence d'amplitudes données. Dans ce type d'approche, la vibration aléatoire peut être caractérisée en utilisant l'écart-type et la probabilité de distribution.

Un aspect important de telles représentations statistiques est que la plupart des processus aléatoires suivent une distribution Gaussienne. La figure montre comment la distribution Gaussienne est en relation avec l'amplitude des niveaux d'accélération d'une vibration aléatoire. Elle sera entre $+\sigma$ et $-\sigma$ 68.3% du temps, entre $+2\sigma$ et -2σ 95.4% du temps et entre $+3\sigma$ et -3σ 99.73% du temps. C'est la fonction de l'analyse du spectre de densité de puissance.

- Spectre de densité de puissance (power spectral density) PSD :

La manière usuelle pour décrire la sévérité de l'endommagement par des vibrations aléatoires est de mesurer l'intensité de la puissance du signal de vibration dans le domaine fréquentiel (PSD). En général, il n'est pas évident d'évaluer l'amplitude d'accélération qui change constamment. La manière d'évaluation est de déterminer la valeur moyenne de toutes les amplitudes dans un intervalle fréquentiel donné. Même si l'amplitude de l'accélération en une fréquence donnée varie, sa valeur moyenne tend à rester relativement constante. Cette caractéristique du processus aléatoire procure un outil pour reproduire facilement les signaux aléatoires en utilisant un système de test. L'analyse de la vibration aléatoire est généralement opérée dans un large domaine de fréquence – de 20 à 2000Hz par exemple. Une telle étude ne s'intéresse pas à une certaine fréquence ou amplitude à un moment donné. Elle regarde plutôt statistiquement à la réponse de la structure à un environnement de vibration aléatoire donné. Certainement, on veut savoir s'il y a une fréquence qui cause une grande réponse mais en gros on s'intéresse à la réponse globale de la structure.

La RMS (Root Mean Square) qui est la racine carrée de l'air sous la courbe PSD. Elle donne la moyenne algébrique de l'accélération, qui est une mesure qualitative de l'intensité de vibration.

2.9.2. L'analyse de la fatigue :

Pour le calcul de la durée de vie en fatigue, les RMS des contraintes sont utilisés en conjonction avec la procédure standard de l'analyse de la fatigue. La procédure suivante explique comment calculer la durée de vie en utilisant l'une des approches les plus communes : la technique des trois liaisons utilisant le rapport de l'endommagement cumulatif de Miner.

Il faut déterminer le nombre de cycles de contraintes nécessaire pour produire une rupture par fatigue. Pour cela on a besoin du facteur d'intensité de contrainte K injecté dans l'équation de contrainte ou pour définir la pente « b » de la courbe S-N de fatigue pour des contraintes alternatives. Le nombre de cycles N nécessaire pour la rupture par fatigue pour les contraintes 1σ , 2σ et 3σ peut être obtenu d'après l'équation suivante :

$$N_1 = N_2 \left(\frac{S_2}{S_1} \right)^b \quad (2.24)$$

Où : N1 : nombre de cycles nécessaire pour la rupture par fatigue
N2 : point de référence
S1 : contrainte calculée par RMS

S2 : contrainte référence

b : pente de la courbe de fatigue pour K donné

Le nombre de cycles de fatigue accumulé durant un temps donné de vibration peut ainsi être obtenu depuis le pourcentage de temps d'exposition pour les valeurs 1σ , 2σ et 3σ .

Chapitre 3 :

Les Aciers inoxydables

3. Chapitre 3 : les aciers inoxydables

3.1. Introduction

Les aciers occupent une place stratégique dans l'industrie et l'économie. Ils sont de loin les matériaux les plus utilisés de nos jours. Leurs propriétés mécaniques et physiques ainsi que leur méthode d'élaboration font d'eux un matériau de Choix pour tout type d'applications.

L'industrie énergétique, de par les conditions de service qu'elle impose, requiert des matériaux dont les propriétés mécaniques, chimiques, métallurgiques et physiques bien définies pour chaque type d'application. L'environnement où travail le matériau est aussi un facteur déterminant pour le choix des matériaux. Ainsi, dans des milieux agressifs et des atmosphères corrosives, on fait souvent appel aux aciers dits inoxydables. Ce sont des alliages Fer-Carbone-Chrome-Nickel qui, en plus de leurs bonnes propriétés mécaniques, ont des propriétés anticorrosives très intéressantes.

Dans le but de décrire les principales caractéristiques de ces matériaux, nous introduirons quelques notions fondamentales sur les aciers inoxydables. Nous nous intéresseront plus particulièrement aux aciers inoxydables austénitiques. Et nous conclurons par citer quelques nouvelles nuances qui sont en recherche et développement en vue de leur procurer des propriétés encore plus performantes et avec des couts réduit et un impact écologique moins nocif.

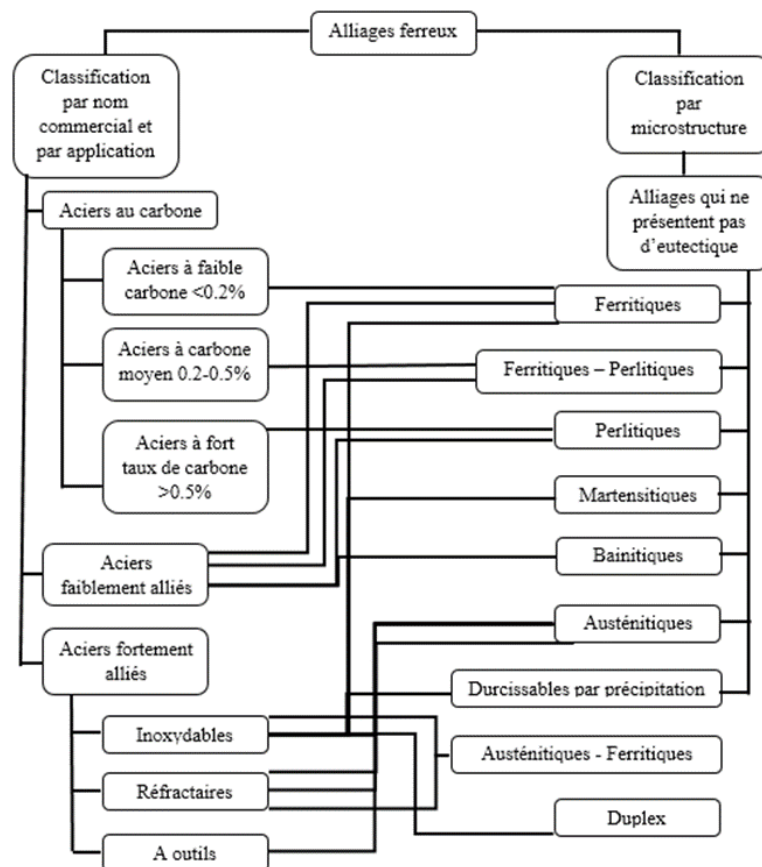


Figure 3.1: classes d'aciers [5].

3.2. Définition

Les aciers inoxydables sont des alliages ferreux qui ont une haute résistance à la corrosion dans différents environnements, surtout en atmosphère ambiante grâce à la formation d'une couche passive d'oxyde de Chrome d'une épaisseur de l'ordre de 1 à 10 nm. Leur élément d'alliage dominant est le Chrome à une concentration massique d'au moins 10.5% avec un pourcentage de Carbone inférieur à 1.2% [20, 4, 21]. La résistance à la corrosion peut aussi être améliorée par l'addition du Nickel et du Molybdène [4].

3.3. Diagrammes d'équilibres

Une grande partie des informations sur la microstructure et les différentes phases d'un système sont illustrées dans le diagramme d'équilibre thermodynamique entre phases. Les diagrammes d'équilibres binaires (contiennent deux éléments) sont les plus usuels même si la majorité des alliages contient plus de deux éléments car c'est les plus faciles à représenter. De plus, l'interprétation des principes gouvernants et des phases existantes peut être démontrée en utilisant uniquement les diagrammes binaires [4].

3.3.1. Diagramme d'équilibre Fe-Cr [18,22]

Le système Fe-Cr montre l'existence d'une large solution solide de ferrite avec deux transformations en phase solide. Aussi, il nous permet de confirmer la non-existence de la phase γ à plus de 13% de Cr, en l'absence de carbone, qui est un facteur important pour les aciers inoxydables. A de faibles températures, une phase σ apparaît dans l'intervalle 14-90% Cr. La phase σ est dure, fragile et doit généralement être évitée. Cependant sa formation dépendant du temps et nécessite de longues périodes de maintien à température élevées.

On note trois caractéristiques importantes :

- L'existence d'un domaine biphasé séparant l'austénite et la ferrite appelé boucle γ .
- La formation de la phase intermétallique σ en dessous de 812 °C.
- La séparation des phases α/α' à basse température.

3.3.2. Diagramme d'équilibre Fe-Ni [18,22]

Le diagramme Fe-Ni est représentatif de l'effet d'un stabilisateur d'austénite. Le Ni de structure cristallographique Cubique à Faces Centrées forme une solution solide étendue d'austénite bien que la phase α se prolonge jusqu'à 6% Ni (**figure 3.2**).

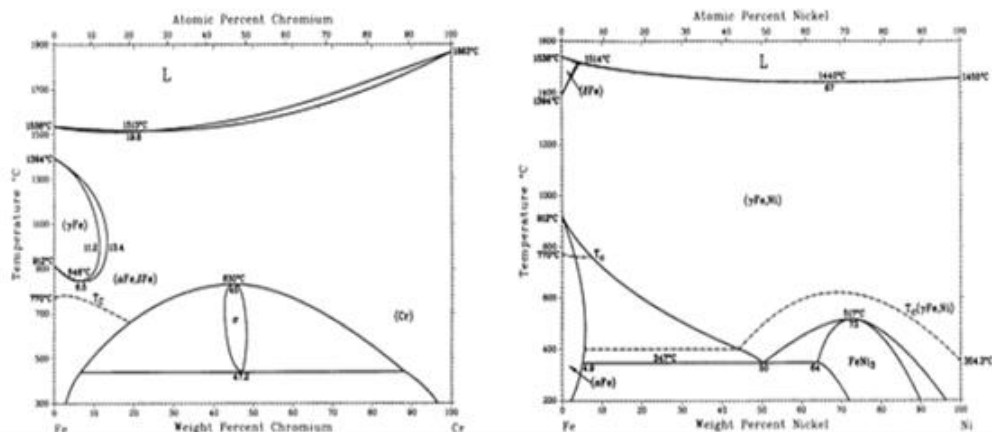


Figure 3.2: diagrammes d'équilibre Fe-Cr et Fe-Ni [19].

3.3.3. Diagrammes d'équilibre ternaires

Lorsqu'un troisième élément est ajouté au système binaire l'illustration des conditions d'équilibre en deux dimensions devient plus compliquée. Une solution est d'ajouter un 3ème axe de sorte d'obtenir une projection isométrique modifiée. Cependant la lecture des valeurs est difficile. Alors, les systèmes ternaires sont souvent représentés par des aperçus qui comprennent les projections des liquidus et solidus avec des sections isothermes et isoplètes (même phase) [19].

3.3.4. Diagramme d'équilibre Fe-Cr-Ni [18,22]

Le diagramme de phases du système Fe-Cr-Ni illustrée sur la figure III.4 montre que l'addition d'un stabilisateur d'austénite influe sur le système Fe-Cr. Il met en évidence le rôle du nickel qui agrandit le domaine de l'austénite et contrebalance de ce fait l'effet du chrome. La phase σ du système Fe-Cr est présente avec une large extension en composition et en température et participe à des équilibres biphasés et triphasés.

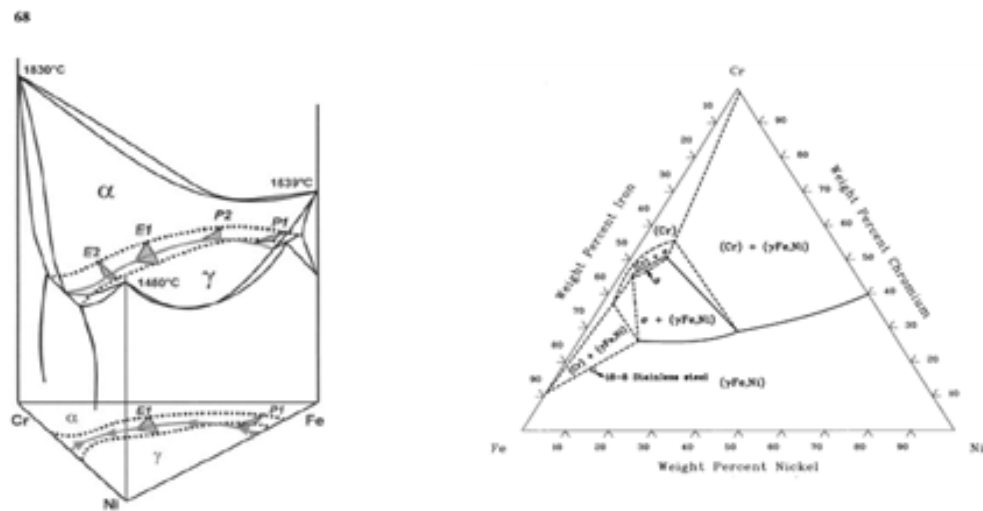


Figure 3.3: diagrammes ternaires en 3 dimensions et sa projection isotherme à 900°C [19].

3.4. Refroidissement hors équilibre :

Le développement des microstructures à l'équilibre se produit lors de refroidissements très lents car il se fait par diffusion laquelle dépend du temps et décroît avec la température. L'une des conséquences du refroidissement rapide est l'apparition de nouvelles microstructures qui se forment par d'autres mécanismes. Dans ce cas, le mécanisme de déplacement des atomes n'est pas la diffusion, mais un mouvement coordonné et simultané des atomes sur de courtes distances. Ces phases ne sont pas présentes sur le diagramme d'équilibre mais peuvent se substituer aux phases d'équilibre influant ainsi sur les propriétés du matériau [1].

3.5. Précipitation de carbures [10, 23, 25]

La présence inévitable de carbone peut donner lieu à la précipitation de carbures lors du refroidissement. Le diagramme TTP de la **figure 3.4** donne les différents carbures qui se forment suivant la vitesse de refroidissement.

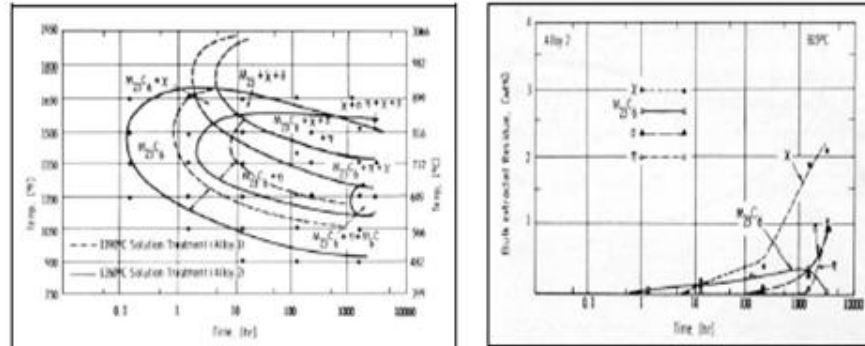


Figure 3.4: diagramme TTP de l'acier 316L et courbe de précipitation [23].

Le carbure $M_{23}C_6$ est le principal carbure de tous les aciers inoxydables non stabilisés. Sa présence est souvent associée à des risques de corrosion intergranulaire. L'écriture $M_{23}C_6$ est la formulation générale d'un carbure où M est substituable par Cr, Fe ou Mo et C par C, B ou N. Il s'agit en général de carbures mixtes ; ils évoluent du type $(Fe,Cr)_3C$, $(Cr,Fe)_7C_3$ jusqu'à $(Cr,Fe)_{23}C_6$ si la teneur en chrome augmente. Les éléments Ti et Nb conduisent à la formation de carbures de titane TiC ou de niobium NbC plus stables que les carbures de Cr. Par conséquent, la présence de ces additions, dites carburigènes, tout le carbone étant d'abord piégé sous forme de carbures de Ti ou Nb, évite la formation des carbures de Cr très stables conduisant à l'appauvrissement de la matrice en éléments gammagènes.

Le $Cr_{23}C_6$ est le premier précipité à se former dans les aciers inoxydables non stabilisés quel que soit la température. La cinétique de précipitation de ce carbure est contrôlée par la vitesse de diffusion du chrome qui est très rapide dans la gamme de température 600-900°C.

Lorsque de la ferrite est présente dans l'austénite, la précipitation du carbure $M_{23}C_6$ débute initialement aux interfaces. La taille et la morphologie des carbures $M_{23}C_6$ peuvent varier énormément au sein d'un même échantillon. Les carbures sont présents sous forme de petites particules isolées et sous formes de dendrites ; sur les parois de macles sous une forme polyédrique ou sous forme de lattes.

La phase σ est un intermétallique de composition nominale FeCr. Il s'agit une phase dure et fragile que l'on cherche en général à éviter, sa précipitation sous forme de blocs d'aiguilles fines dans les joints de grains et les parois de macles étant associée à une fragilisation. A l'équilibre, la composition chimique de la phase σ dans un acier austénitique 25-20 est $Cr_{23}Fe_{23}Ni_4$. La précipitation de la phase σ est toujours précédée de la précipitation de carbures.

La phase χ est un intermétallique mineur principalement observé dans les aciers au Mo du type AISI 316. Sa composition nominale est $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$. Les sites de nucléation de la phase χ sont tout d'abord les joints de grains, les parois de macles et, occasionnellement, dans les grains sur les dislocations.

La phase de Laves η est également un constituant mineur des aciers inoxydables au Mo (du type AISI 316) où elle se forme sous Fe_2Mo . Sa présence apparaît surtout dans les nuances stabilisées pour former Fe_2Nb et plus rarement Fe_2Ti .

La précipitation de nitrure de chrome Cr_2N est rare dans les aciers inoxydables de la série AISI 300, la solubilité de l'azote y étant suffisamment élevée. Lorsque la solubilité de l'azote est dépassée, les nitrures de chrome Cr_2N précipitent simultanément aux carbures M_{23}C_6 .

La ferrite δ résiduelle possède des concentrations en chrome et en éléments α -gènes plus importantes que celles de la matrice austénitique et, du fait de sa structure, la vitesse de diffusion de ces éléments y est plus rapide. Lors d'un recuit, cette phase peut se décomposer en austénite, phase thermodynamiquement la plus stable, et en une grande variété de carbures M_{23}C_6 , en σ ou en χ .

3.6. Familles et Classification [4, 5, 20, 21]

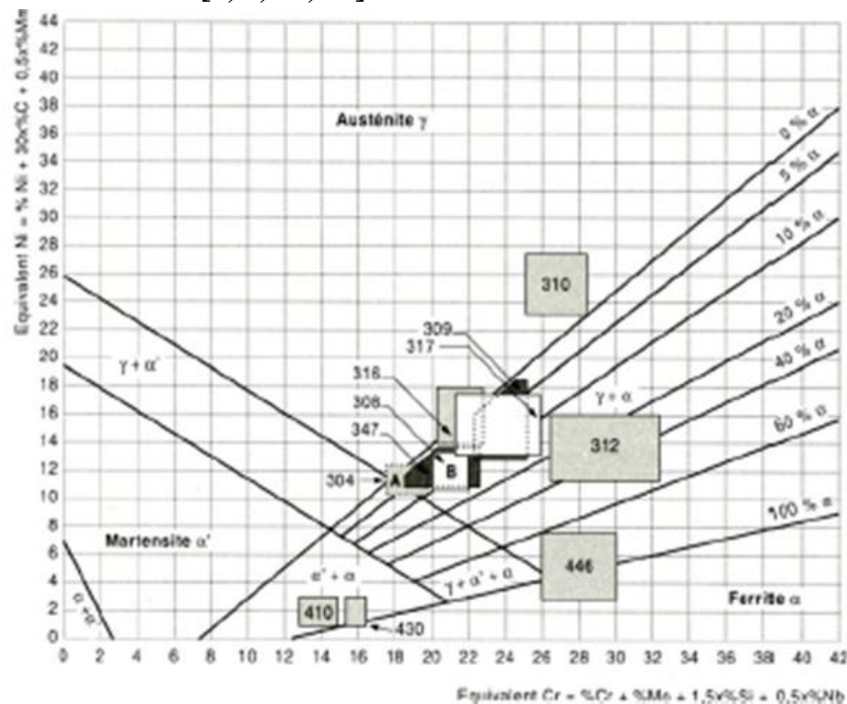


Figure 3.5: diagramme de Schaeffler [23].

Une large gamme de propriétés mécaniques combinée à une excellente résistance à la corrosion fait des aciers inoxydables des matériaux très versatiles dans leurs applications. Le diagramme de Schaeffler présenté sur la figure 3.5 montre qu'en jouant sur le taux des éléments α -gène et γ -gènes on peut obtenir plusieurs types d'aciers inoxydables. Ce qui nous donne trois classes selon la phase microstructurale dominante :

Martensitiques : capables d'être traités thermiquement pour que la martensite soit le micro-constituant dominant.

Austénitiques : le domaine austénitique (CFC) γ est étendue jusqu'à température ambiante. Ce sont les plus résistants à la corrosion grâce aux additions importantes de Chrome et de Nickel, ils sont donc produits en grandes quantités.

Ferritiques : composé de ferrite α (CC). Avec les aciers inoxydables austénitiques, ils sont durcis par déformation à froid parce qu'ils ne sont pas traitables thermiquement.

Duplex : ont une structure mixte de γ et α . La fraction de chaque phase est fonction du traitement thermique. La plupart des nuances contiennent presque la même fraction après recuit. Les principaux éléments d'alliages sont Cr, Ni mais Mo, N, Cu, Si, W peuvent être ajoutés pour contrôler la structure et les caractéristiques de corrosion qui sont proches des austénitiques avec de meilleures propriétés mécaniques.

Durcis par précipitation : c'est des alliages Fe-Cr-Ni contenant des précipitations de Cu, Al, Ti qui durcissent l'acier. Ils peuvent être de structure austénitique mais sont le plus souvent traités pour former la martensite.

Les martensitiques et les ferritiques sont ferromagnétiques contrairement aux austénitiques qui sont paramagnétiques.

Quelques nuances d'aciers inoxydables sont utilisées à hautes températures et dans des milieux agressifs car ils résistent à la corrosion et ils maintiennent l'intégrité de leurs propriétés mécaniques sous de telles conditions. La température limite d'oxydation atmosphérique est de 1000°C. On les trouve donc même dans les turbines à gaz, les surchauffeurs de vapeur, les fours de traitements thermiques, les missiles, les unités de génération d'énergie nucléaire...

3.7. Constitution et Eléments d'addition [24, 5,19 ,25 ,26]

Les aciers forment l'un des groupes d'alliages les plus complexes dans l'utilisation commune. L'effet de synergie des éléments d'alliage et des traitements thermiques produit une grande variété de microstructures et propriétés. Notons tout de même que l'effet d'un élément d'alliage est altéré par l'influence d'un autre. Ces interrelations doivent être considérées lors du changement de la composition d'un acier. Cependant, pour la simplicité, nous discutons les éléments ci-dessous séparément.

Carbone : γ -gène a une tendance à la ségrégation modérée. C'est l'élément qui a l'effet majeur sur les propriétés de l'acier surtout en termes de dureté et de rigidité. La ductilité et la soudabilité décroissent avec le pourcentage de carbone. Il inhibe la formation de la phase σ .

Manganèse : γ -gène, il a la tendance à la ségrégation la plus faible. Il est bénéfique à la qualité de surface, améliore la dureté, la rigidité et la trempabilité et réduit la ductilité et la soudabilité à un degré moins que le carbone. Il forme des sulfures qui nuisent à la résistance à la corrosion par piquuration notamment.

Silicium : α -gène, c'est l'un des principaux désoxydants durant l'élaboration, donc le taux dépend du type d'acier. Il est moins efficace que Mn pour améliorer la rigidité et la dureté et a une très légère tendance à ségréger mais réduit la qualité de surface. Retarde et réduit le changement de volume lors de la transformation martensitique, mais accélère la formation de σ .

Souffre : a la plus forte tendance à la ségrégation et cause donc des inclusions non-métalliques. Il réduit la ductilité, la résilience, la soudabilité et la qualité de surface. Le seul cas où le S est ajouté est pour améliorer l'usinabilité.

Phosphore : a une tendance à la ségrégation modérée. Il augmente la dureté et la rigidité et réduit la ductilité et la résilience surtout après traitement thermique.

Chrome : α -gène généralement ajouté pour améliorer la résistance à la corrosion et l'oxydation, la dureté, la résistance à haute température (en plus du Mo) et la résistance à l'abrasion des aciers à

fort pourcentage de carbone. C'est un fort formeur de carbures qui se dispersent dans l'austénite. Il est combiné au Nickel pour obtenir des propriétés supérieures. Garantie la résistance à la corrosion atmosphérique grâce à une couche d'oxyde Cr_2O_3 à 10.5% de Cr seulement mais des taux de 25-30% sont parfois nécessaires pour maximiser la résistance à haute température.

Nickel : γ -gène, il durcit la ferrite en formant des composés intermétalliques (Ni_3Mo or $\text{Ni}_3(\text{Mo}, \text{Ti})$). Il ne forme aucun carbure et reste en solution. Il réduit la vitesse critique de trempe. Combiné avec le Cr, il produit des aciers très durs, résilients et résistants à la fatigue. Il produit une repassivation de l'acier surtout dans les environnements réducteurs et augmente la résistance aux minéraux acides. Cependant, des taux de 8-10% réduisent la résistance à fissuration par corrosion sous contrainte alors qu'elle augmente à des taux supérieurs.

Molybdène : α -gène, à des taux de 0.10% à 1.00% il induit un second durcissement lors de la trempe par précipitation de carbures et améliore la trempabilité et la résistance au fluage et aux chocs thermiques. Il stabilise le film passif en présence de Chlorures et améliore la résistance à la corrosion par piquration et par crevasse.

Cuivre : γ -gène a une tendance modérée à la ségrégation mais exagère les défauts de surface. Il est nocif pour les opérations de déformation à chaud et le soudage mais améliore la résistance à la corrosion atmosphérique pour des pourcentages $>0.2\%$.

Plomb : est parfois ajouté par dispersion mécanique pour améliorer l'usinabilité à 0.15% à 0.35%

Bore : améliore la dureté des aciers faiblement alliés.

Azote : γ -gène augmente la résistance à la piquration et retarde la formation de la phase σ et évite la ségrégation du Cr et Mo des aciers duplex.

Niobium : α -gène augmente la rigidité par 70-100MPa mais réduit la ténacité. C'est le plus efficace contrôleur de taille des grains.

Aluminium : utilisé comme désoxydant et contrôle la taille des grains de l'austénite.

Cobalt et Tungstène : donnent un très grand durcissement grâce à leur grande solubilité

Titane, Zirconium et Vanadium: α -gènes, ils forment des carbures et améliorent les caractéristiques d'inclusion, de soufre en particulier, ce qui améliore la ductilité et la dureté.

3.8. Propriétés physiques [23]

Les propriétés physiques des aciers inoxydables dépendent fortement de leurs structures. Le **tableau 3.1** indique les valeurs typiques des principales familles définies précédemment. Sans entrer dans le détail, on notera seulement :

La phase austénitique est amagnétique, alors que les phases ferritiques et martensitiques sont ferromagnétiques. Il est donc possible de mesurer par voie magnétique la teneur en ferrite des austéno-ferritiques, la ferrite éventuelle des austénitiques ou la martensite formée par écrouissage dans l'austénite.

Les coefficients de dilatation des ferritiques et martensitiques sont proches de ceux des aciers doux ; au contraire, ceux des austénites sont très sensiblement supérieurs. Cela peut entraîner des

phénomènes de dilatation thermique gênants sur des structures mixtes constituées d'austénitiques et de ferritiques.

Les conductivités thermiques des inoxydables sont très légèrement plus faibles que celles des aciers au carbone. Ce phénomène est d'autant plus sensible pour les austénitiques ou austéno-ferritiques.

Table 3.1: principales propriétés physiques des différentes classes d'aciers inoxydables

	Masse volumique (g/cm ³)	Coefficient de dilatation à 300°C	Conductivité thermique à 20°C (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Capacité thermique (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Résistivité (μΩ.cm)	Magnétisme
Ferritiques	7.8	10-11.5	20.9	460	55	Ferromagnétique
Martensitiques	7.8	10.8-11.5	25.1	480	55-60	Ferromagnétique
Austénitiques	7.9-8	16.5	14.6	500	72-74	Amagnétique
Austéno-ferritiques	7.87	15	16.7	500	70	Ferromagnétique
Aciers doux au carbone	7.8	10	58.6	430	--	Ferromagnétique

3.8.1. Propriétés mécaniques [23]

Les nuances austénitiques peuvent être utilisées à haute température, par exemple entre 550 et 750 °C. Elles ne sont pas sensibles, en principe, aux phénomènes de fragilisation par formation de phase σ. Cela explique l'intérêt de leurs caractéristiques de fluage. De façon générale, par rapport à la nuance de base.

L'utilisation à chaud des austénitiques est due, entre autres, à l'absence de stigmatisation de la phase γ. Or, certains produits (produits moulés, soudage) peuvent contenir accidentellement ou volontairement quelques pour-cent de phase α ; cette dernière est alors susceptible de fragilisation. L'effet global peut être acceptable si le taux de ferrite est faible. Dans le cas contraire, la nuance doit être équilibrée, Cr*/Ni*, pour assurer une absence de ferrite.

Table 3.2: comparaison des propriétés mécaniques des différentes classes d'aciers inoxydables.

	Type	Résistance à la traction R _m (MPa)	Limite élastique R _e (MPa)	Module de Young (GPa)	Dureté (Rockwell)
Austénitiques	205	831	476	193	B98
	384	517	241		B70
Ferritiques	430	655	586	206	B92
	409	446	241		B75
Martensitiques	440C	758	448		B97
	403	483	310		B80
Duplex	Ferralium 255	760	550	200	
	2205	620	450		

3.9. Aciers inoxydables austénitiques

C'est une famille d'alliage de Fer contenant du Cr et du Ni généralement d'une composition autour du 302 (18%Cr -8%Ni). Ces aciers sont plus utilisés pour leurs propriétés d'inoxidabilité que leurs propriétés de résistance de par leur haute teneur en Cr et Ni. Ainsi, la phase austénitiques est relativement ductile et malléable sauf si elle est durcie par des additions d'Azote ou par écrouissage. Cependant, l'austénite conserve ses propriétés dans un large domaine de températures sans subir de transitions. Ils sont susceptibles à la corrosion sous contrainte dans les environnements chlorés. Les 304 et 316 y sont les plus susceptibles à des températures supérieures à 50°C. Cependant, l'ajout de Ni à 18-20% ou l'utilisation des aciers ferritiques ou duplex résout ce problème. Pour les basses températures, la série 304 a une excellente rigidité même en présence de gaz liquides [26,27].

L'alliage le plus commun est celui de la série 300 qui est un acier Fe-Cr-Ni. Le grade "L", pour "Low Carbone" est utilisé pour fournir une résistance à la corrosion supplémentaire après le soudage. Le taux de carbone doit être inférieur à 0.03% pour éviter la précipitation des carbures de Cr au niveau des joints de grains dans l'intervalle critique de 430-900°C. Le grade "H" pour "High Carbone" contient 0.04-0.10% de Carbone. Ils sont utilisés pour les applications de haute température [26].

3.10. La normalisation des aciers inoxydables [6,26]

Les aciers inoxydables comprennent :

- 21 nuances inoxydables ferritiques.
- 30 nuances inoxydables martensitiques et à durcissement par précipitation. 50 nuances inoxydables - austénitiques.
- 9 nuances inoxydables austéno-ferritiques.

Les aciers inoxydables sont définis comme des aciers titrant plus de 10-11% de chrome, moins de 1,2% de carbone et contenant éventuellement d'autres éléments d'alliage. Ce sont donc des aciers spéciaux très alliés. Selon la norme européenne, leur dénomination commence par la lettre X suivie de la teneur en carbone multipliée par 100, des principaux éléments d'alliage et de leur concentration en pour-cent (par exemple X6CrNi18-10).

La désignation américaine AISI (American Iron and Steel Institute) est moins intuitive car il n'existe aucun rapport direct entre la désignation des différentes nuances et leur composition chimique.

Il y a deux grandes familles pour désigner les aciers inoxydables austénitiques, les séries AISI 300 dont les nuances sont dérivées de la composition initiale type 18Cr-8Ni (comme le fameux 316L) et les séries AISI 200 qui correspondent principalement aux aciers à l'azote.

Les nuances ferritiques et martensitiques appartiennent à la série AISI 400, série des alliages type Fe-Cr a priori sans Ni.

3.11. Nouveaux aciers inoxydables [5, 23]

- Aciers ferritiques à haute teneur en chrome :

Les nuances ferritiques conventionnelles ont une valeur de résilience quasi nulle à cause du carbone et de l'azote. Les procédés modernes d'élaboration sous vide (VOD ou bombardement électronique) permettent d'obtenir des teneurs de C + N < 150 ppm. Les aciers superferritiques ainsi obtenus, sont ductiles. Les principales compositions types sont les suivantes :

Cr = 18 %, Mo = 2 %,
Cr = 26 %, Mo = 1 %,
Cr = 29 %, Mo = 4 %,
Cr = 29 %, Mo = 4 %, Ni = 2 %.

Les nuances chargées en chrome et molybdène présentent des caractéristiques de corrosion remarquables comparables à celles des austénitiques supérieurs les plus alliés.

- Aciers austénitiques à l'azote :

Grâce à un mécanisme de durcissement par solution solide par l'azote à 0.3-0.4% on peut atteindre des limites d'élasticité de l'ordre de 350 MPa à 20 °C et 800 MPa à -196 °C. Dans le même esprit ont été développées des nuances au manganèse qui augmente la solubilité de l'azote et qui permet de diminuer la concentration en nickel. Ainsi, on peut atteindre à l'ambiante des limites d'élasticité aussi élevées que 800 à 1 100 MPa. Ces structures austénitiques CFC conservent une excellente ténacité. L'azote présente dans les nuances conventionnelles austénitiques ou austéno-ferritiques plusieurs avantages :

Amélioration des propriétés mécaniques ;

Amélioration de la résistance à la corrosion par piqûres ;

Diminution de la vitesse de précipitation du Cr₂₃C₆ ;

Diminution notable de la vitesse de précipitation des phases intermétalliques défavorables après soudages en particulier ;

Diminuer la teneur en nickel.

- Aciers à usinabilité améliorée

Les aciers à usinabilité améliorée par addition de soufre subissent une détérioration importante de la résistance à la corrosion la soudabilité, la déformabilité et la ténacité. On sait que les oxydes durs et réfractaires de type Al₂O₃ sont défavorables à cause de leur aspect abrasif. Par contre, on constate dans le diagramme ternaire CaO-SiO₂-Al₂O₃ que les oxydes complexes formés peuvent avoir des températures de fusion beaucoup plus faibles. Par conséquent, sous réserve de parfaitement contrôler leur composition, lors de l'élaboration, les inclusions d'oxyde peuvent avoir le même rôle que les sulfures ; elles perdent leur action abrasive pour servir au contraire de lubrifiant et améliorer l'usinabilité. Il faut cependant préciser que :

Pour que ces oxydes soient assez malléables, il faut que la température soit assez élevée. Cela nécessite et explique que cet effet soit sensible pour des usinages à vitesse assez élevée, avec des outils carbure ou mieux céramiques.

Les gains d'usinabilité sont inférieurs à ceux obtenus avec les nuances resulfurées. Ils sont tout de même de l'ordre de 20 à 30 %. Mais surtout, les autres propriétés d'usage, en particulier la résistance à la corrosion, ne sont pas modifiées. Ces nouvelles nuances à « oxydes contrôlés » devraient donc être amenées à se développer.

- Nouveau type d'aciers austénitiques :

Un projet de recherche a été mené en réponse au coup élevé et au manque d'aciers inoxydables Chrome-Nickel pour les remplacer par des aciers austénitiques Mn-Al. En effet, grâce aux diagrammes d'équilibre on a déterminé que le Mn stabilise la phase γ et l'Al stabilise la phase α ce qui laisse une boucle d'austénite stable à température ambiante. Aussi, on a noté que l'aluminium améliore la résistance à l'oxydation à haute température. L'étude des diagrammes ternaires a montré l'existence de combinaisons de composition qui donnent le matériau convoité. Les résultats des recherches ont abouti à l'élaboration d'un alliage de Fe à 10%Al-35%Mn-1%C qui a de bonnes propriétés mécaniques, une bonne résistance à l'oxydation et une inoxydabilité modérée.

Chapitre 4 :

Modélisation numérique

4. Chapitre 4 : Modélisation numérique

4.1. 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.

4.2. Définition de la modélisation [29, 30]

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 :

Mise en équation : modèle mathématique représentant la physique.

Discretisation des équations : maillage.

Résolution des équations discrètes : par des méthodes directes ou approximatives.

Programmation : transcription informatique des relations discrètes.

Simulation numérique et exploitation des résultats.

4.3. Les méthodes de discrétisation [29, 31, 32]

Pour passer d'un problème exact continu régis par une EDP au problème approché discret, il existe trois grandes familles de méthodes :

4.3.1. Les différences finies

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.

4.3.2. 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.

4.3.3. Les éléments finis

Dans beaucoup de domaines, elle est la plus utilisée de nos jours.

4.4. Méthode des éléments finis [32]

La méthode des Eléments Finis consiste à approcher, dans un sous-espace de dimension finie, un problème écrit sous forme variationnelle dans un espace de dimension infinie. Cette forme variationnelle est équivalente à une forme de minimisation de l'énergie en général. La solution approchée est dans ce cas une fonction déterminée par un nombre fini de paramètres, par exemple, ses valeurs en certains points (les nœuds du maillage). Elle permet de traiter des géométries complexes contrairement aux Différences Finies mais elle demande un grand coût de temps de calcul et de mémoire.

De nombreux codes de calculs de structure reposent sur les Eléments Finis : COMSOL, ANSYS, CADD5, CATIA...

L'emploi de ce type d'outil demande donc à l'utilisateur d'être capable non seulement de fournir des données d'entrée pertinentes, mais aussi d'évaluer la fiabilité des résultats obtenus. Tout cela nécessite une bonne connaissance du domaine physique concerné (ici la mécanique) ainsi qu'un minimum de maîtrise des aspects théoriques de la méthode.

4.4.1. Approche de la MEF

L'essor de la méthode des éléments finis repose sur deux ingrédients fondamentaux. D'une part, les propriétés interpolées des éléments finis : ceux-ci permettent d'approcher des fonctions définies sur un domaine en maillant ce domaine puis en choisissant sur chaque maille des combinaisons linéaires de fonctions de forme (par exemple polynômiales). D'autre part, la méthode de Galerkin, qui fournit un cadre d'approximation général pour une large classe de problèmes où l'inconnue est une fonction qui doit satisfaire une ou plusieurs équations aux dérivées partielles et des conditions aux limites [27].

4.4.2. MEF appliquée aux déformations (Élasticité linéaire) [32]

Cette approche concerne l'approximation par éléments finis de problèmes de mécanique des milieux continus déformables où l'on a un domaine d'un milieu déformable, initialement au repos et auquel on applique un chargement extérieur. L'objectif est de déterminer le champ de déplacement induit par ce chargement. On suppose que les déformations sont suffisamment petites pour pouvoir les modéliser dans le cadre de l'élasticité linéaire. Dans le cadre de l'élasticité linéaire, le champ des contraintes s'exprime en fonction du champ des déformations linéarisées par des coefficients de Lamé λ et μ :

$$\sigma(u) = \lambda(\nabla \cdot u) + \mu(\nabla u + \nabla u^T) \quad (4.1)$$

En pratique, on introduit le module de Young E et le coefficient de Poisson ν tels que :

$$E = \mu \frac{2\mu+3\lambda}{\mu+\lambda} \text{ et } \nu = \frac{1}{2} \frac{\lambda}{\mu+\lambda} \quad (4.2)$$

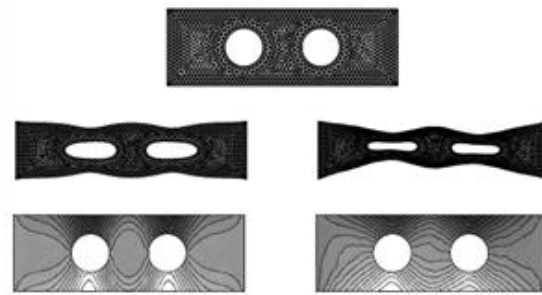


Figure 4.1: déformation d'un barreau élastique percé; en haut : maillage ; en milieu: configuration déformée ; en bas isovalues du déplacement vertical [32]

4.4.3. Consistance et convergence [27]

Ces propriétés permettent de relier la solution exacte des équations continues à la solution exacte des équations discrétisées et à la solution numérique obtenue.

La consistance : c'est la propriété qui assure que la solution exacte des équations discrétisées tende vers la solution exacte des équations continues lorsque le pas de discrétisation tend vers zéro.

La convergence : c'est la propriété qui assure que la solution numérique tende vers l'une des solutions exactes des équations continues.

4.4.4. Notion de stabilité [27]

La stabilité d'un problème physique : Un des exemples est celui des phénomènes dits chaotiques. Ces derniers donnent une variation totalement imprévisible des résultats par une petite variation des données initiales. Cette notion de chaos, liée à la physique d'un problème, est indépendante du modèle mathématique utilisé et encore plus de la méthode numérique utilisée pour résoudre ce problème mathématique. De nombreux problèmes sont chaotiques, par exemple la turbulence des fluides.

La stabilité d'un problème mathématique (sensibilité): Un problème est dit très sensible ou mal conditionné si une petite variation des données ou des paramètres entraîne une grande variation des résultats indépendamment de la méthode numérique utilisée pour le résoudre.

La stabilité numérique d'une méthode de calcul : Une méthode est dite instable si elle accumule des erreurs numériques de discrétisation et d'arrondi importantes. Dans ce cas, il est impératif de changer de méthode numérique. Par contre, si le problème de départ est mal conditionné, aucune méthode numérique ne pourra y remédier. Il faudra alors essayer de trouver une formulation mathématique différente du même problème, si on sait que le problème physique sous-jacent est stable.

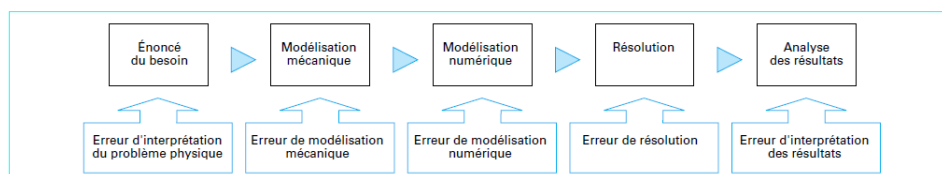


Figure 4.2: les différentes sources d'erreurs d'une analyse par éléments finis [27]

4.4.5. Prérogatives de la MEF [32]

- *Les quadratures*

Une quadrature est une formule permettant d'évaluer une intégrale de manière approchée. En effet, la solution discrète s'obtient par la résolution d'un système linéaire dont les coefficients de la matrice et du membre de droite s'évaluent à partir d'intégrales. L'utilisation de quadratures est pratiquement incontournable dans la méthode des éléments finis. Dans le cadre de la méthode des éléments finis, on choisit d'abord une quadrature sur l'élément de référence puis on génère une quadrature sur la maille par l'intermédiaire de la transformation géométrique.

- *Maillage*

Un maillage est un nuage de points qui sont numérotés et connectés entre eux. Ces sorte de nœuds géométriques qui constituent les cellules de maillage, sont générés à partir d'un élément fini géométrique de référence (segment de droite à 1D, un polygone à 2D et un polyèdre à 3D).

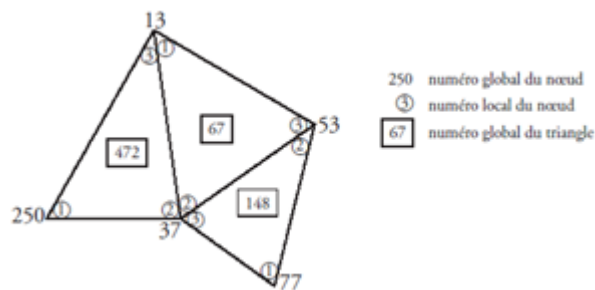


Figure 4.3: numérotation locale et globale des nœuds dans un maillage triangulaire [32]

Pour construire le maillage, il y a des algorithmes qui permettent de mailler un domaine, c'est-à-dire de générer les différents tableaux de nœuds. Le principe général du fonctionnement d'un mailleur est le suivant :

Un domaine est déterminé par ses frontières. Les frontières sont décomposées en lacets élémentaires. Chaque lacet élémentaire est suffisamment régulier pour simplifier l'écriture des équations. On construit un maillage de chaque lacet. On maille l'intérieur du domaine V en étendant le maillage de frontière. Plusieurs techniques peuvent être utilisées pour réaliser cette extension. Un exemple classique, permettant de générer des triangulations.

- *Assemblage*

L'assemblage désigne l'ensemble des opérations réalisées dans un logiciel d'éléments finis afin d'évaluer la dimension et les coefficients de la matrice.

4.5. Solveurs itératifs [32]

On a montré que l'approximation par éléments finis d'un problème modèle fait intervenir un système linéaire dont la matrice associée est, en général, de très grande taille. Pour de tels systèmes, les méthodes de résolution directe ne sont pas bien adaptées car on aboutit souvent à des matrices où le taux de remplissage lors d'une factorisation LU reste élevé. On préfère alors utiliser une méthode itérative. Le principe consiste à approcher (plutôt qu'à calculer exactement) la solution. Les méthodes les plus performantes sont :

4.5.1. La méthode de relaxation :

Consiste à décomposer la matrice A sous la forme

$$A = P - Z \quad (4.3)$$

Où la matrice P est inversible

4.5.2. La méthode du gradient conjugué :

Elle consiste à décomposer la matrice en un ensemble de matrices inversibles.

4.5.3. La méthode multi-échelles :

Elle consiste à formuler le problème à des échelles plus grossières par l'introduction de dimensions orthogonales supplémentaires.

Chapitre V :

Travail pratique

5. Chapitre 5 : Travail pratique

5.1. Présentation de la centrale

La centrale électrique à cycle combiné de TERGA représentée sur la **figure 5.1** est située à proximité de la plage TERGA dans la wilaya d'AIN TEMOUCHENT à 45 m d'altitude. Le maître d'ouvrage est la société Shariket Kahraba Terga « SKT » société par actions, dont le capital social est détenu à hauteur de 51% par SONELGAZ (via Compagnie De l'engineering de l'Electricité et du Gaz «CEEG » et 49% par Holding SONATRACH Activités Industrielles Externes « AIE ». La centrale a été construite par le consortium ALSTOM & ORASCOM ;

L'exploitation et la maintenance de la centrale est confié à la société Algerian O&M Company SPA à travers un contrat signé en août 2008.

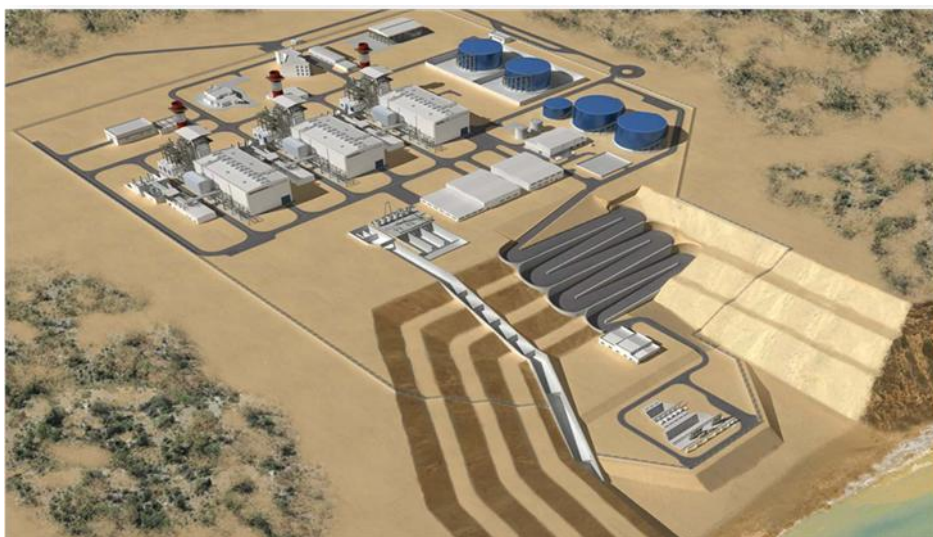


Figure 5.1: plan général du site de la centrale électrique SKT

5.2. Description de la centrale

La centrale électrique à cycle combiné de Terga est composée de 3 unités SINGLE-SHAFT avec une puissance de 400MW chacune. Chaque unité inclut :

Une turbine à gaz : GT 26 (22 étages de compression, 2 chambres de combustion).

Une turbine à vapeur : à 3 niveaux de pressions (BP-MP-HP).

HRSG (Heat Recovery Steam Generator) : chaudière de récupération de chaleur.

Un alternateur : machine synchrone à une paire de pôles.

5.2.1. Production électrique

La centrale fournit au réseau un courant triphasé à 400KV, 50Hz, 1200MW, soit 13% de la consommation nationale. La production d'électricité suit la consommation de l'énergie des consommateurs ; c'est-à-dire que la puissance produite suit la demande en puissance consommée.

5.2.2. Cycle de gaz

Le cycle de gaz schématisé sur la courbe de la **figure 5.2** se fait comme suit. Le compresseur, constitué d'un ensemble d'ailettes, comprime l'air extérieur filtré. Le gaz comprimé (1 -> 2) est injecté en trajectoire spirale dans la chambre de combustion où il se mélange à l'air comprimé pour entretenir une combustion continue (2 -> 3). Les gaz chauds se détendent (3 -> 4) en traversant la turbine où l'énergie thermique et cinétique des gaz chauds est transformée en énergie mécanique. La turbine HP

est constituée d'une roue munie d'ailettes. Les gaz de combustion sont mélangés au gaz naturel dans la SEV et subissent une 2ème combustion (4 -> 5) et entraînent les 4 roues de la turbine BP (5 -> 6). Les gaz s'échappent vers la chaudière de récupération.

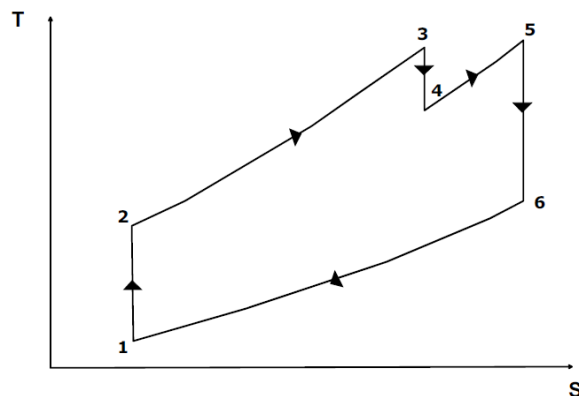


Figure 5.2: cycle thermodynamique de la turbine à gaz

La chaudière de récupération est un ensemble d'échangeurs de chaleurs (gaz d'échappement / eau) qui produit la vapeur surchauffée, qui alimente de la TV, à partir de l'eau liquide provenant du condenseur grâce à la chaleur des gaz d'échappement de la TG (~650°C).

5.2.3. Cycle vapeur

Le cycle de vapeur schématisé sur la courbe de la figure 5.3 est le suivant. L'eau liquide qui vient du condenseur grâce à des pompes d'extraction entre dans la bêche d'alimentation préchauffée. Une pompe d'alimentation multi-étages alimente en eau HP et MP (à un étage intermédiaire). Chaque niveau de pression passe ensuite par des échangeurs de chaleur pour produire de la vapeur :

- *Vapeur HP :*

L'eau d'alimentation HP passe par 6 économiseurs pour atteindre la température d'évaporation. Un ballon HP collecte l'eau et contrôle le niveau. L'eau du ballon passe dans l'évaporateur et retourne dans le Ballon. La vapeur est récupérée en haut du ballon et passe par 3 surchauffeurs pour faire tourner la TV.

- *Vapeur MP :*

L'eau d'alimentation MP passe par 2 économiseurs (le 1er commun à la vapeur BP et MP). Un ballon MP collecte l'eau. L'eau passe dans l'évaporateur et retourne dans le ballon. La vapeur est récupérée en haut du ballon, mélangée à la vapeur de sortie HP de la TV puis passe par 2 surchauffeurs.

- *Vapeur BP :*

A la sortie de l'économiseur commun MP & BP, un ballon collecte l'eau. L'eau passe dans l'évaporateur et retourne dans le ballon. La vapeur est récupérée et passe par un surchauffeur pour faire tourner la TV.

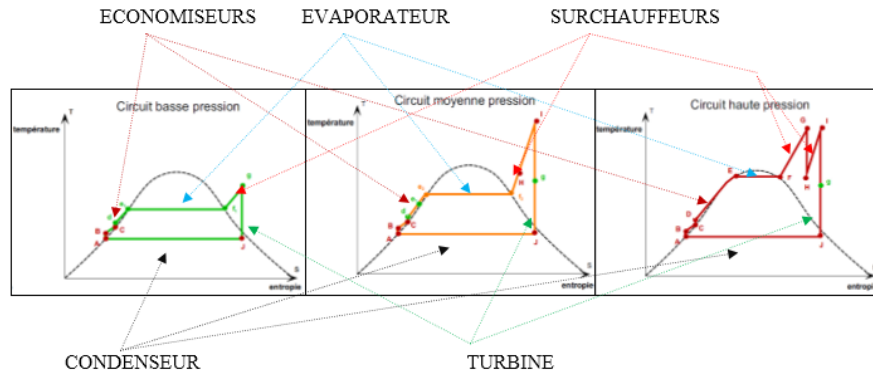


Figure 5.3: cycles thermodynamiques des différents étages de la turbine à vapeur

5.2.4. Cycle combiné

Le rendement de la turbine à gaz est à plus de 33%, alors que celui de la turbine à vapeur est de 25%, est donc le rendement total du cycle est 58%. La figure 5.4 montre la combinaison du cycle de gaz avec le cycle vapeur de vapeur en transférant, grâce à la chaudière HRSG, l'énergie thermique des gaz d'échappement de la turbine à gaz (TG) à l'eau condensée pour produire la vapeur pour la turbine à vapeur (TV).

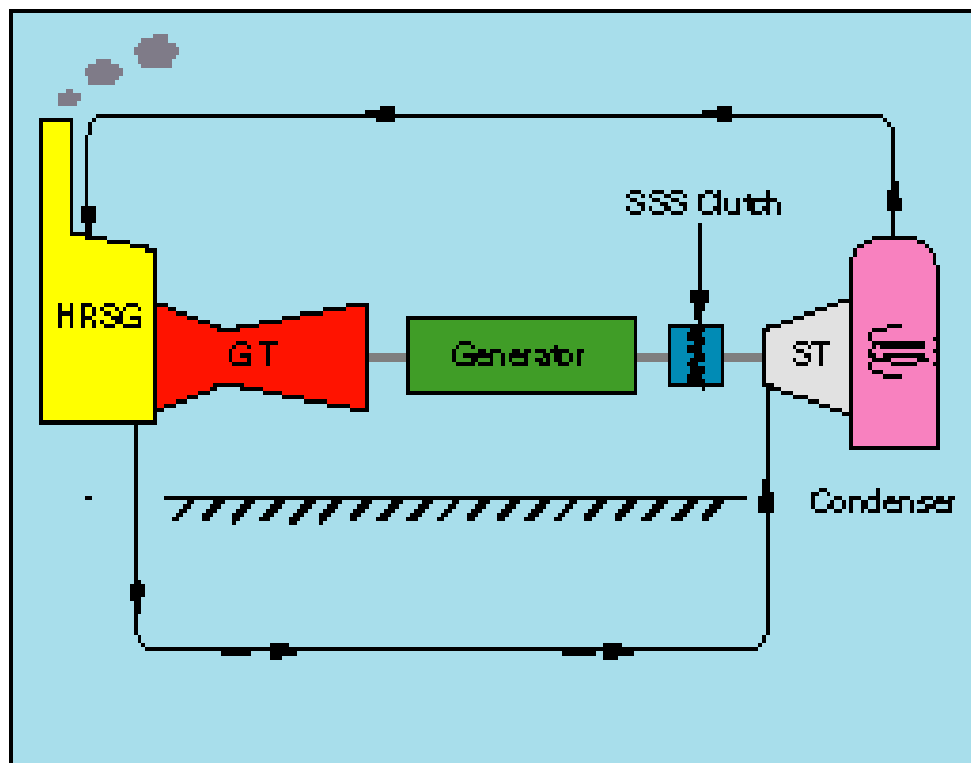


Figure 5.54: schéma simplifié du cycle combiné

5.3. Le condenseur

Le condenseur est un échangeur de chaleur de design axial refroidi à l'eau de mer filtrée. Il est constitué de 2 faisceaux de tubes en Titane pour l'entrée de l'eau de mer ; cela a pour but d'augmenter la surface de contact et favoriser l'échange thermique. L'eau de mer passe par des tubes en titane précédés par des anodes sacrificielles pour éviter l'encrassement et la corrosion.

La vapeur, en sortant du corps BP de la TV subit une condensation au contact des faisceaux. Les gaz non-condensables sont extraits grâce à des éjecteurs de mise sous vide. Ces mêmes pompes sont utilisées lors du démarrage pour la mise à vide du condenseur.

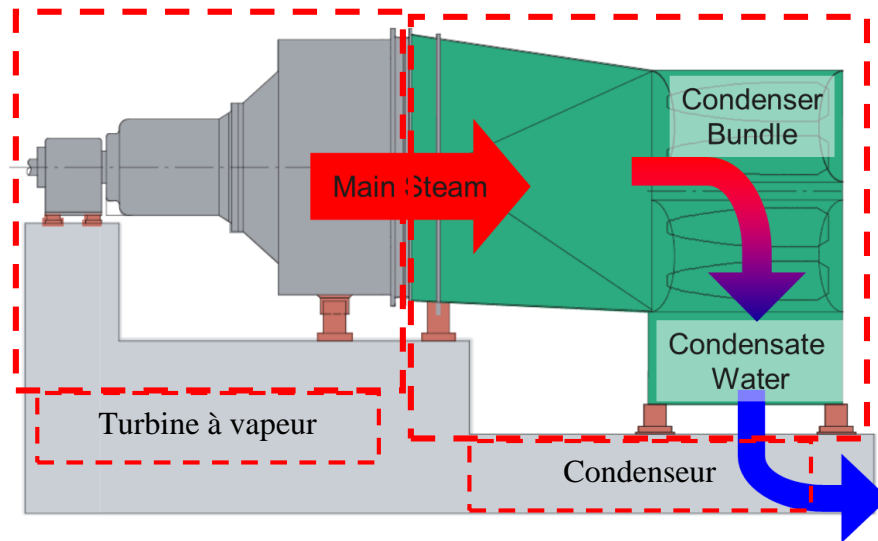


Figure 5.55: schéma du condenseur en conditions de service normal

5.3.1. Caractéristiques du condenseur

Le condenseur illustré sur la figure 5.6 est un assemblage de plaques d'acier de construction soudées à l'arc. Il repose sur un bâti à quatre appuis statiques. Le dôme d'admission de vapeur est soutenu par l'intérieur par des tubes en acier inoxydable 304L soudés à l'arc. En fonctionnement normal, la vapeur est admise du côté de la TV, alors qu'en mode de contournement elle est admise par les entrées à gueule de poisson.

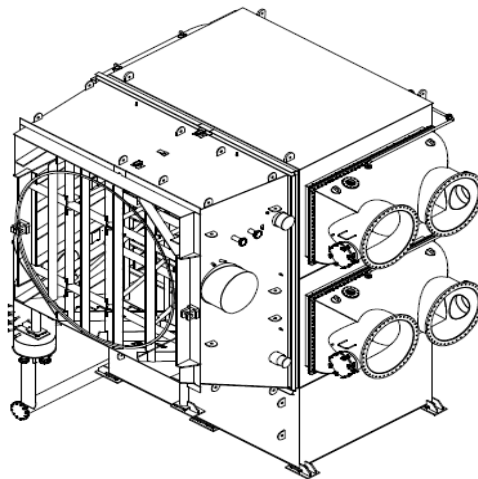


Figure 5.6: vue isométrique du condenseur étudié

Table 5.1: dimensionnements géométrique et thermodynamique du condenseur

Conception	
Type	CD/A 45+74-2-69.2-2x6820/C/26.0/0.5
Poids vide	125 tonnes
Poids en service	205 tonnes
Longueur totale	9.95 m
Hauteur totale	10.214 m
Largeur totale	8.15 m
Epaisseur des parois	18-22 mm
Nuance	A516 Gr 70
Tubes de refroidissement	
Dimensions des faisceaux	(26x0.5x6.920) mm ³
Nombre total de tubes	13640
Matériau	ASTM B 338 Gr.2
Revêtement interne	Caoutchouc souple
Température d'eau de mer	16-26°C
Données de vapeur	
Température	Jusqu'à 50°C
Débit	105.56 kg/s
Pression de service normal	Jusqu'à 0.059bar
Température du condensat	35.9 °C
Teneur en O ₂	<0.015ppm

5.3.2. La phase de contournement

Il faut savoir que l'alternateur doit tourner à une vitesse constante de 3000tr/min pour assurer la bonne fréquence de courant. Alors, la TG et la TV doivent non-seulement tourner à la même vitesse, mais il faut aussi que les conditions de rotation soient optimales.

Lors de l'enregistrement d'une anomalie au niveau de la TG, l'unité s'arrête de produire l'électricité. Cependant, si c'est la TV qui déclenche, la TG peut à elle-seule fournir 60% de la puissance. La TV est donc découplée automatiquement de l'alternateur et la vapeur passe en mode contournement.

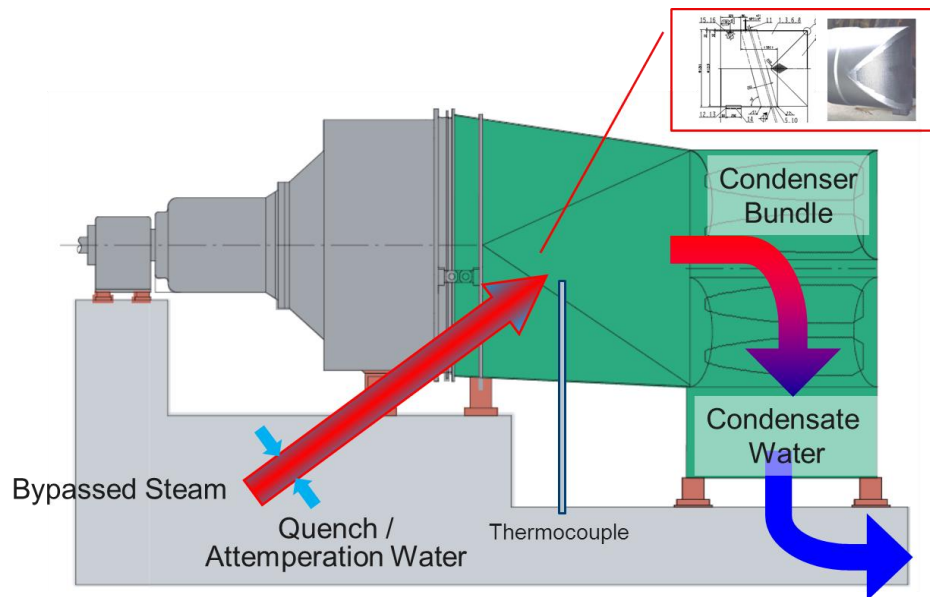


Figure 5.7: schéma du condenseur en mode de "contournement"

Cela veut dire que la vapeur chargée d'énergie ne passe plus par la TV mais entre directement dans le condenseur à deux niveaux de pressions et de températures de la vapeur. **Le tableau 5.2** donne les paramètres de la vapeur en condition de contournement.

Table 5.2: donnée des entrées de la vapeur de contournement

Entrée MP	
Pression	3 bar
Température	Jusqu'à 200°C
Débit	42 kg/s
Entrée LP	
Pression	1 bar
Température	Jusqu'à 107°C
Débit	64 kg/s

5.4. Description du problème d'endommagement

En Mars 2012, lors d'une inspection périodique, un endommagement par fissuration a été observé à l'intérieur du condenseur. Des inspections ultérieures ont révélé des fissures au niveau des tubes de renforcement et la rupture de plusieurs de ces tubes comme le montre les images de **la figure 5.8**.

Les tubes les plus endommagés étaient ceux proches de l'entrée de contournement de la vapeur. L'origine de l'endommagement a été donc définie comme étant les vibrations anormales dont l'amplitude s'est amplifiée les mois précédents.

Puisque la centrale était en service depuis plus de cinq ans, la fatigue était le premier candidat à considérer à l'origine de la fissuration.

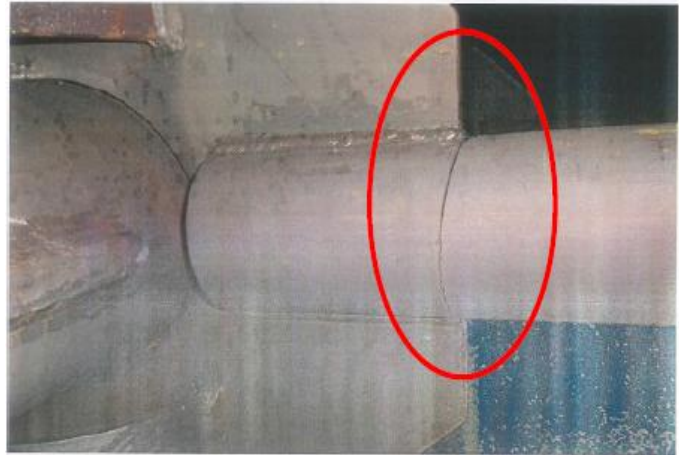
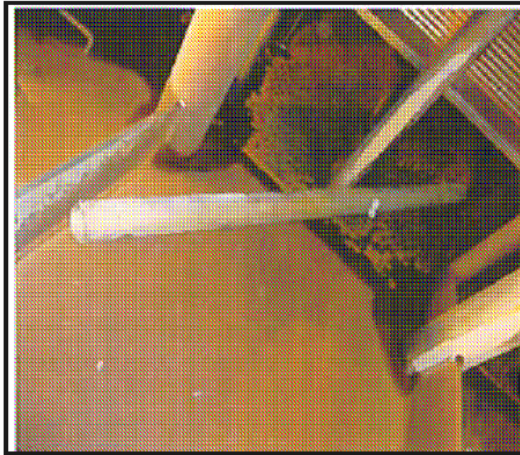


Figure 5.8: endommagements observés lors de l'inspection

5.4.1. Actions entreprises

L'entreprise a fait appel au constructeur qui a fait des mesures de vibrations et a proposé le renforcement de la structure interne et externe. L'équipe de maintenance a donc remplacé les composants endommagés, soudé les fissures apparentes et soudé des barres « en H » de soutien en acier à l'extérieur du condenseur.

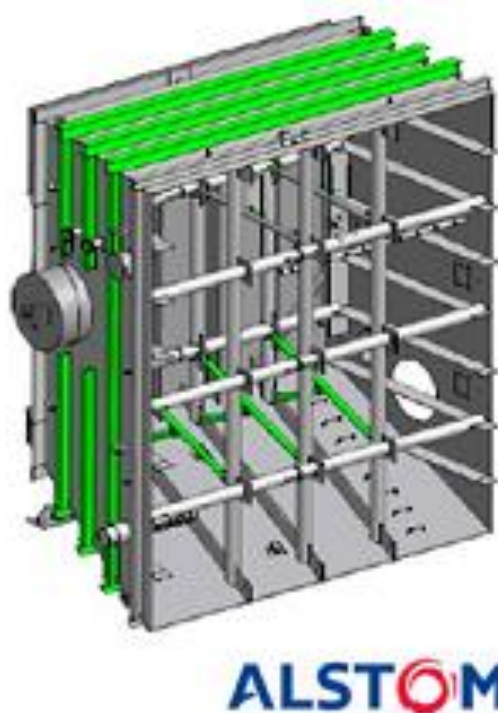


Figure 5.9: schématisation des modifications apportées au condenseur.

Les observations ont localisé l'endommagement au niveau des tubes de renforcement du dôme. Nous nous intéresseront donc à l'étude de ces tubes en particulier.

5.5. Description générale des tubes endommagés

C'est des tubes en acier inoxydable 304L de forme cylindrique de dimensions variables selon leur positionnement. Ils forment une structure soudée. Après l'opération de maintenance, ils ont été

disposés de telle sorte éviter le jet direct de la vapeur et assurer la consolidation du dôme d'admission de la vapeur.

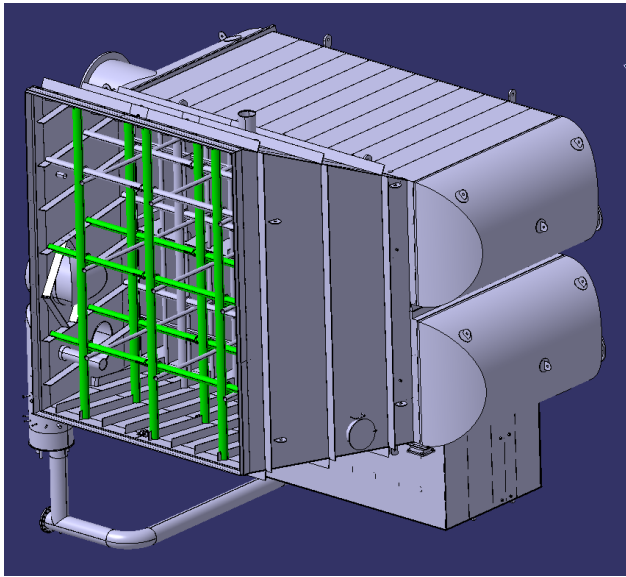


Figure 5.10: tubes de soutien interne du condenseur

5.6. Description du matériau [25]

L'acier 304 a un grand succès, il compte pour plus de 50% de la production des inox et on le trouve dans quasiment toutes les industries (construction, agroalimentaire, chimie...). C'est un inox à faible Carbone et est souvent utilisé pour éviter la corrosion des composants sensibles soudés.

Le 304H contient plus de C que le 304L et est donc plus résistant surtout à haute température. Il a aussi une excellente résistance à la corrosion mais est sensible à la piquuration dans les milieux chlorés.

5.6.1. Analyse chimique

L'acier inoxydable 304L ou S30403 dans la norme Nord-Américaine AISI (American Iron Steel Institute). Le **tableau 5.3** décrit la composition chimique de ce matériau :

Table 5.3: composition chimique normalisée de l'acier 304L [5]

Elément	%C	%Cr	%Ni	%Mn	%Si	%P	%S	%Autres
Teneur	0.03	18.0-20.0	8.0-12.0	2.0	1.00	0.045	0.030	Traces

Vu que nous n'avons pas pu effectuer une analyse des nuances de notre matériau, nous nous contenterons de la composition normalisée. Il reste cependant primordial d'effectuer une analyse de la nuance et une caractérisation des principales propriétés pour faire une expertise complète.

5.6.2. Propriétés physiques [5]

L'acier inoxydable austénitique 304L a de bonnes propriétés de conduction thermique et électrique comme les tous les autres métaux. **Le tableau 5.4** en résume quelques-unes.

Table 5.4: principales propriétés physiques du 304L

Masse volumique (g/cm ³)	Coefficient d'expansion thermique à 100°C	Conductivité thermique (W/m.K)	Chaleur spécifique (J/kg)	Résistivité électrique (nΩ.m)	Perméabilité magnétique	Température de fusion
8.0	17.2	16.2	500	720	1.02	1400-1450

5.6.3. Propriétés mécaniques

Le 304L a de nombreuses applications. De ce fait, on le trouve sous différents états métallurgiques. **Le tableau 5.5** décrit les principales propriétés mécaniques de différents produits en acier 304L.

Table 5.5: principale propriétés mécaniques de différents produits en 304L [5]

Etat métallurgique	Résistance à la traction Rm (MPa)	Limite élastique Re.002 (MPa)	Module d'élasticité E (GPa)	Allongement à la rupture A%	Dureté (HRB)
Tôle forgée puis recuit	620	170	200	40%	79
Tôle (sens longitudinal)	660	295	--	56%	88
Tôle (sens transversal)	1540	410	--	35%	--
Barre (sens longitudinal)	660	405	190	78%	88

Nos tubes étudiés étant a priori utilisés sans traitement, auraient les caractéristiques mécaniques d'une tôle écrouie par déformation à froid.

5.6.4. Applications

L'utilisation du 304L est généralement due à sa résistance à la corrosion sous différentes atmosphères (eau douce, atmosphère industrielle et marine... etc.) mais aussi à son apparence et son immunité à l'encrassement grâce à sa qualité de surface supérieure [5,25]. Il est largement utilisé dans l'industrie agroalimentaire, pharmaceutique ainsi que dans le domaine médical. Aussi il est utilisé dans les équipements nucléaires. Comme son prix a chuté durant les dernières années, son utilisation s'est généralisée dans le domaine architectural. Il reste cependant sensible à la corrosion par piquuration [24]. Il a une bonne résistance à l'oxydation à 870-925°C. L'utilisation en continu dans

l'intervalle 425-860°C n'est pas recommandée. Le 304L est le plus résistant à la précipitation des carbures et est donc le plus utilisé à des températures élevées [25].

5.7. Causes potentielles de détérioration et diagnostic

Les tubes étant dans des conditions qui impliquent l'interaction avec d'autres systèmes présentent plusieurs causes potentielles de détérioration :

5.7.1. Perte d'épaisseur

La détérioration des échangeurs est possible par le contact avec des composés organiques et inorganiques : eau, vapeur, atmosphère. La forme de cette détérioration peut être chimique, électrochimique, mécanique et la combinaison des trois. Elle peut être accélérée par la température, les contraintes, la vibration, les vitesses ou les fluctuations de flux.

La vapeur d'eau notamment peut causer l'érosion. Dans certains cas, il y a occurrence de corrosion-érosion ce qui conduit à de fortes pertes d'épaisseur. Il est donc nécessaire de faire des inspections fréquentes et régulières pour surveiller la perte d'épaisseur [24].

Dans notre cas, le condenseur est revêtu par une double couche d'époxy-caoutchouc ce qui protège les parois. Les tubes quant à eux sont en acier inoxydable austénitique intrinsèquement protégé. Aussi, les inspections n'ont montré aucune perte d'épaisseur ou d'attaque par corrosion.

Surtout que l'eau utilisée dans le cycle vapeur est une eau dessalée puis déminéralisée et traitée pour éliminer les gaz et molécules d'impureté nocifs (notamment l'oxygène).

5.7.2. Corrosion intergranulaire

Les nuances austénitiques résistent bien à la corrosion, après des maintiens à des températures intermédiaires (500 à 800 °C), une corrosion rapide apparaît localisée aux joints de grains. C'est en particulier le cas dans les zones affectées par la chaleur après soudage.

Après traitement d'hypertrempe, le carbone est maintenu en sursaturation. Par chauffage entre 500 et 800 °C il précipite aux joints de grains sous forme de carbures $Cr_{23}C_6$ très riches en chrome. Le chrome nécessaire à la formation de ces carbures est donc appelé à diffuser de l'intérieur des grains γ vers les joints. Si cet appauvrissement local en Cr entraîne des teneurs en chrome inférieures à 11 %, la couche passive n'y est plus stable et le métal se corrode le long des joints de grains. Trois solutions permettent d'éviter ce phénomène de corrosion intergranulaire des aciers austénitiques :

– Nuances stabilisées. Les carbures de Ti ou de Nb sont plus stables que les carbures de chrome $Cr_{23}C_6$. Par conséquent, des additions suffisantes de Ti et/ou de Nb entraîneront la formation de TiC et NbC. Les teneurs en Ti et en Nb devant être respectivement supérieures à 5 et à 10 fois la concentration en carbone.

– Nuances à bas carbone. Lors de soudage les durées de maintien des ZAT autour de 650 °C sont toujours inférieures à 1 heure. Il suffit d'assurer une teneur en carbone inférieure à 0,04 [23].

Dans le cas présent, puisque la température de la vapeur dans les conditions les plus extrêmes ne peut atteindre que 200°C, la précipitation de carbures n'est pas à considérer et ce risque est donc écarté [28]. D'un autre côté, l'analyse de l'eau du cycle vapeur n'a montrée aucun changement de la conductivité (signe d'anions) ce qui nous confirme l'absence de corrosion.

5.7.3. Soudage

Les aciers austénitiques et austéno-ferritiques ne présentent pas de zone fragile de soudage. Il n'y a donc pas de risques de fissuration à froid ; ces nuances sont dans l'ensemble considérées comme facilement soudables. Le risque principal, lors du soudage de ces nuances, est lié à un phénomène classique de fissuration à chaud ($\approx 1\ 250$ à $1\ 350$ °C). Il est dû à un phénomène de liquation, à cause de la présence d'impuretés telles que P, Nb, B, etc [23].

Pour les nuances les plus chargées en Cr et Mo peuvent apparaître au refroidissement des composés de type phase σ ou phase de Lawe fragilisant la structure. Dans ce cas, des additions de N de 0,08 à 0,20 % par exemple, diminuent la vitesse de précipitation et améliore les résultats ou alors on fait recours à des post-chauffages [23].

Dans notre cas, le 304L a une très bonne soudabilité [25]. Il ne contient que des traces de Mo, Nb et B, le taux de P est très contrôlé, la fissuration à chaud a peu de chance de se produire. Cependant, le métal d'apport, si mal choisi, ou si la qualité du soudage n'est pas assez bonne, des fissurations peuvent apparaître et créer donc des sites de concentration de contrainte qui favorisent la fatigue du matériau.

Dans la centrale de SKT, des essais de ressuage (au liquide pénétrant) ont été effectués pour le contrôle du cordon de soudure. L'essai de ressuage étant un test qui repose sur le contrôle visuel et ne couvrant que la surface du matériau est jugé insuffisant pour la caractérisation complète de l'état métallurgique de la structure étudiée.

5.7.4. Chocs thermiques

Lors du basculement entre le fonctionnement normal et le mode de contournement, le condenseur passe d'un état où il reçoit de la vapeur à ($0.037\text{mbar} - 37^\circ\text{C}$) à un état où la vapeur est à de la vapeur à ($3\text{ bar} - 200^\circ\text{C}$) dans les conditions critiques. Ce changement bien que le plus souvent graduel, les vannes étant électromotrices, est parfois brutal.

Les études de cyclage thermique montrent que les aciers ont en général une durée de vie de l'ordre de 10^3 sous fatigue thermique de gradients de température $> 300^\circ\text{C}$. Dans notre cas, le gradient ne dépasse pas 200°C , et donc le cyclage thermique même s'il intervient, ne présente pas une cause considérable de la détérioration présente [33, 34, 35, 36].

Le condenseur étant en service depuis 8 ans. L'équipe de la salle de contrôle nous a informés que l'opération de contournement peut se faire 10 fois au maximum durant l'année. La fissuration par choc thermique entre donc en considération mais n'a pas encore beaucoup d'effet.

5.7.5. Rupture sous charge statique

Le condenseur est conçu pour résister à toutes les charges sous les conditions les plus extrêmes multipliées par un facteur de sécurité. Il est donc inconcevable que le condenseur ait succombé aux charges imposées dans un état intact.

5.7.6. Vieillessement

Contrairement aux aciers contenant de la ferrite, les aciers inoxydables austénitiques ne subissent des phénomènes de vieillissement qu'à des températures élevées (supérieures à 300°C) à cause de la précipitation de certains carbures. Vu que notre matériau n'atteint que 200°C , il est considéré à l'abri du vieillissement qui pourrait provoquer sa fragilisation [39, 40].

5.7.7. Fluage

Les propriétés à hautes température des aciers inoxydables austénitiques dont le 304L, ou durcissables par précipitation (ex : PH 15-7 Mo, AM-350 ...etc.) sont utilisés dans des applications à températures élevées (500°C et plus) comme les chaudières et les échangeurs de chaleur...etc [5]. Ils gardent donc une bonne rigidité à haute température surtout que nous ne travaillons qu'au-dessous de 200°C.

5.7.8. Fissuration par fatigue

Elle résulte d'une sollicitation cyclique excessive. Le plus souvent, la fissuration peut être induite par pression, charges mécaniques ou contraintes thermiques. Le chargement peut être de faible cyclage où l'amplitude approche la résistance à la traction ; ou de haut cyclage où la charge est nettement inférieure à la limite élastique.

La détection de la fatigue peut typiquement être opérée par localisation des zones sujettes à des fortes vibrations, des cordons de soudures, des raccords intérieurs et extérieurs...etc. Les zones où des métaux de coefficients d'expansion thermique différents raccordés par soudage sont susceptibles à la fatigue thermique.

Les méthodes les plus recommandées pour la détection des fissures incluent : le ressuage (par liquide pénétrant), magnétoscopie, test par courant de Eddy et les examens par ultrasons. Les émissions acoustiques peuvent être utilisées pour la détection des fissures activées par le test hydrostatique. Cependant, il est important de noter que la microfissuration par fatigue peut causer la rupture de l'équipement avant la détection par les Tests Non-Destructifs [10]

Dans le présent cas d'étude, les ingénieurs ont inspecté visuellement la structure de soutien et ont détecté des fissures de plus de 150mm dans divers locations de l'intérieur du condenseur. L'endommagement par fatigue est donc la cause principale mais sa caractérisation ne s'est pas faite de la manière la plus correcte. Les charges impliquées sont mécaniques mais aussi des contraintes thermiques car la distribution de température n'est pas homogène à l'intérieur du condenseur puisque il y a présence de vapeur surchauffée, d'eau liquide du condensat, et l'eau de mer de refroidissement.

D'où l'importance de notre travail de simulation pour l'étude de l'endommagement par fatigue thermomécanique. Qui nous permettra de calculer à l'aide de l'outil de simulation « COMSOL Multiphysics 5.0 » de modéliser les conditions de service et les sollicitations imposées au condenseur et de simuler la fatigue pour prédire la durée de vie de la structure.

5.8. Simulation avec COMSOL Multiphysics

Notre travail de simulation s'est fait à l'aide de l'outil informatique COMSOL Multiphysics 5.0. C'est un logiciel de simulation de plusieurs phénomènes rencontrés dans le domaine de la recherche et de l'ingénierie. La caractéristique principale du COMSOL est son module Multiphysics. En effet, ce module permet de combiner plusieurs équations régissant plusieurs phénomènes qui dépendent de paramètres fixes ou variables qui peuvent être interdépendants. Ainsi, dans notre étude nous pouvons simuler un écoulement de fluide avec variation de température et aussi une fatigue thermomécanique.

5.8.1. Présentation de l'interface

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.

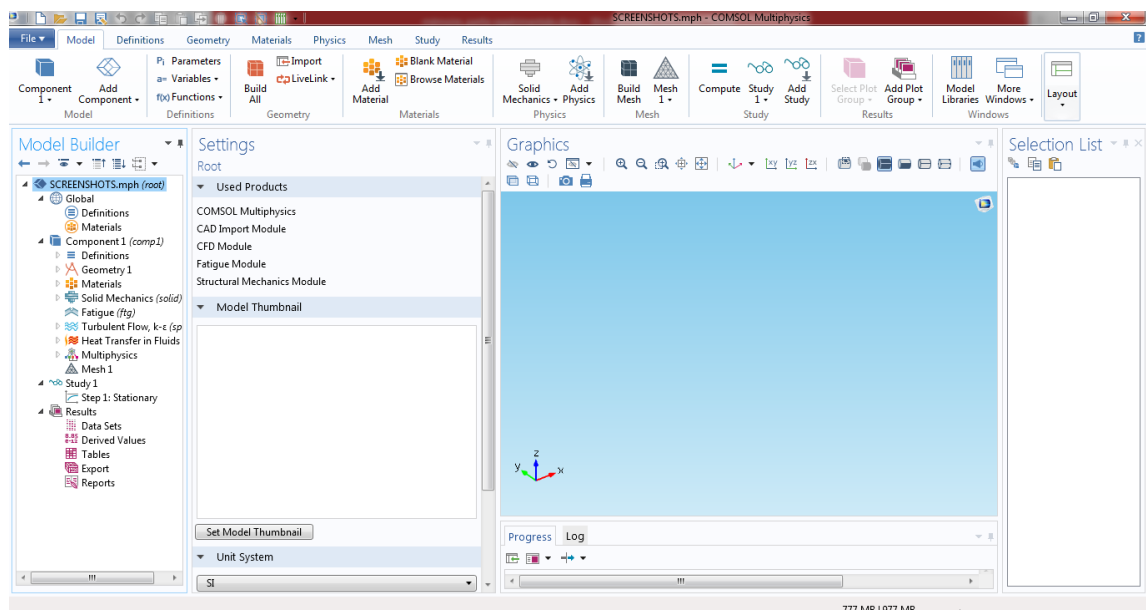


Figure 5.11: capture d'écran de l'interface du logiciel COMSOL Multiphysics 5.0

5.8.2. Choix des modules

Lors de la création d'un nouveau modèle, on sélectionne le type de géométrie (0D, 1D, 1D asymétrique, 2D, 2D axisymétrique ou 3D). Puis vient la phase de sélection des modules physiques. Dans la présente étude nous allons modéliser différents phénomènes :

- Le flux de vapeur à l'intérieur du condenseur qui va nous donner la distribution de la température et qui servira à calculer les contraintes thermiques.
- Les modes propres de vibration du condenseur, qui vont nous aider dans le calcul sous spectre à définir les fréquences de résonance que l'on risque d'atteindre.

- La fatigue thermomécanique du matériau sous les conditions extrêmes calculées par les précédentes simulations.

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

5.8.3. Régimes transitoire, stationnaire, fréquentiel et cyclique

Après sélection des modules physiques, plusieurs cas d'étude sont possibles. L'étude en régime stationnaire, transitoire, fréquentiel ou le calcul des harmoniques.

Dans notre étude nous avons trois calculs à faire et donc trois mode d'étude :

- Régime stationnaire : pour le flux de vapeur parce que l'écoulement turbulent est complexe et nos moyens matériels de calcul nous limitent à ce niveau. Mais surtout, parce que le régime stationnaire est assez représentative et c'est celui qui durent le plus longtemps et donc a le plus d'influence.
- Calcul des harmoniques : pour les modes propres et les fréquences de résonance de vibration
- Calcul en mode cyclique : pour la fatigue.

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.

5.8.4. 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.

5.8.5. Matériaux

COMSOL Multiphysics inclut les paramètres des matériaux les plus usuels illustrés sur la **figure 5.12** :

Gaz : O₂, air, vapeur d'eau, gaz rares ...etc.

Liquides : eau, huiles de lubrification, solutions chimiques...etc.

Eléments chimiques du tableau périodique

Alliages métalliques

Matériaux non-métalliques : polymères, céramiques, semi-conducteurs, ...etc.

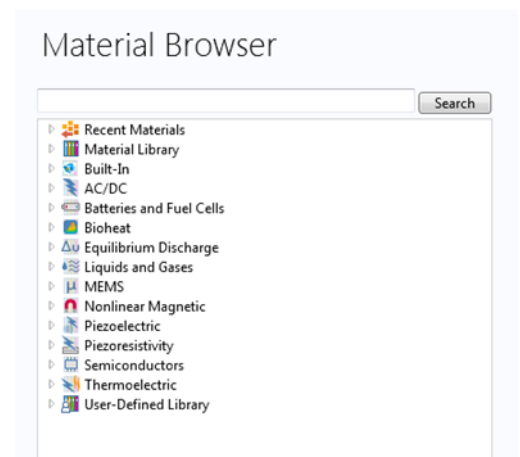


Figure 5.12: capture d'écran de l'explorateur des matériaux

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.

5.8.6. Physique

Les phénomènes physique intervenants sont sélectionnés et ajoutés. Chaque module physique est décrit par des équations dont une décrivant le mieux le système. Aussi, plusieurs options et paramètres peuvent être ajoutés pour introduire les conditions initiales et les conditions aux limites.

5.8.7. Multiphysics

C'est l'un module des plus importants, il permet la combinaison des équations des modules physiques. D'un point de vu MEF, il assemble un système matriciel à plusieurs dimensions selon l'interdépendance des paramètres calculés.

Par exemple, si nous avons à calculer une distribution de températures qui dépendent elles-mêmes d'un calcul électrique, une dimension est ajoutée à la matrice pour calculer la solution d'un système « local » pour chaque température.

5.8.8. 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 comme montrée sur **la figure 5.13**. 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.

5.8.9. 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, mais il est possible de sélectionner d'autres solveurs directs ou itératifs.

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.

5.8.10. Affichage et export des résultats

Tous les calculs sont illustrés sous formes de graphes, tableaux, nuages de points, surfaces iso-paramétriques ...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.

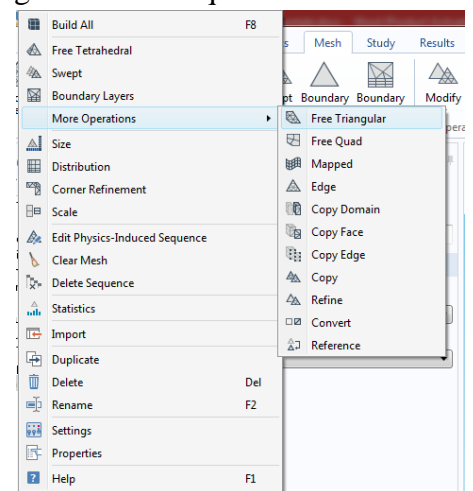


Figure 5.13: capture d'écran des options de maillage

5.9. Simulations pour la détermination des paramètres de fatigue

5.9.1. Calcul des harmoniques

Les harmoniques nous serviront à simuler les modes propres de déformation et à calculer les fréquences de résonance de la structure. Ces dernières entrent dans le calcul des déformations maximales qui seront des données à introduire pour la simulation de la fatigue.

5.9.1.1. Description physique

Comme présentée dans le chapitre II, la vibration se fait selon une superposition de plusieurs amplitudes de modes propres. Le condenseur étant une structure solide soumise à des vibrations peut être considéré comme un système oscillatoire à plusieurs degrés de libertés. Ce système est soumis à une vibration d'une source qui lui est raccordée, la vibration est alors forcée i.e. les fréquences sont imposées par l'entrée de vapeur et les amplitudes dépendront de la réponse de la structure du condenseur composé de plusieurs pièces de formes et dimensions différentes raccordées par soudage.

5.9.1.2. Module « mécanique du solide »

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.

5.9.1.3. Régime fréquences propres

Le régime en mode fréquences propres ou « Eigenfrequency » est utilisé pour calculer les harmoniques d'un système physique et géométrique donné.

Par exemple : en électromagnétique les harmoniques correspondent aux fréquences de résonance, en mécanique les harmoniques correspondent aux fréquences propres de vibration et les modes propres correspondent aux formes propres de déformation.

5.9.1.4. Géométrie

Pour le calcul des harmoniques, vu que la géométrie est complexe, nous avons simplifié le modèle. En effet, comme montrée sur **la figure 5.14**, au lieu de considérer toute la construction géométrique, nous nous sommes limité à la structure de soutien interne du dôme puisque ce n'est que cette dernière qui intervient dans notre calcul de fatigue. D'un autre côté, nous savons que des barres de support très rigides ont été ajoutés à l'extérieur pour consolider les parois du condenseur ce qui les met à l'abri de déformations considérables.

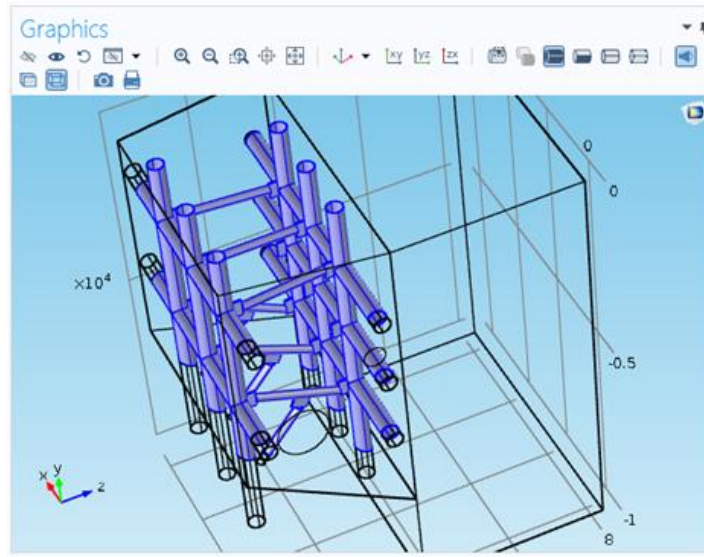


Figure 5.14: capture d'écran de la construction géométrique de la structure étudiée

5.9.1.5. Matériaux

Le matériau sélectionné est le 304L (S30403). Il est disponible dans la bibliothèque des matériaux. Toutes les propriétés 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.

5.9.1.6. Conditions initiales et conditions aux limites

Comme établi au paravent, les parois du condenseur sont soutenues et leur déformation est négligeable. Alors, nous avons introduit comme condition aux limites : que les déplacements des plans des parois sont nuls. Ce qui veut dire que les tubes ne travaillent pas en traction. Dans le logiciel, il suffit de sélectionner les domaines plans et les mettre comme frontière fixe.

Alors qu'initialement la structure est supposée au repos.

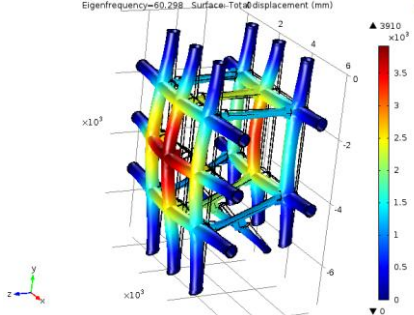
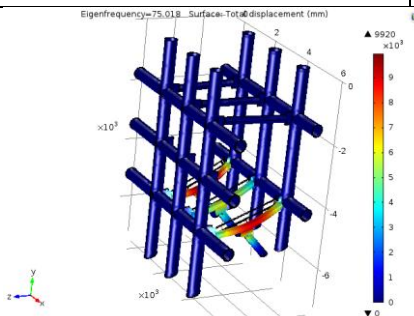
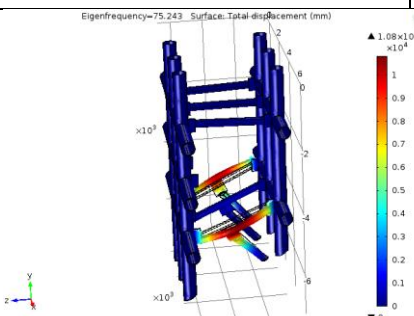
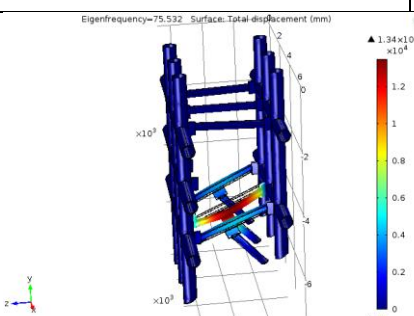
5.9.1.7. Maillage

Nous avons opté pour un maillage de forme tétraédrique. Ce type de maille est le plus adapté à notre géométrie qui comporte des formes cylindriques et planes. Pour la résolution, la taille des mailles a été entrée comme fine calibrée pour l'étude de « physique générale ».

5.9.1.8. Résultats et interprétation

Après calcul selon les paramètres décrits dans le chapitre précédent, nous avons obtenu les résultats listés dans le tableau 5.6 :

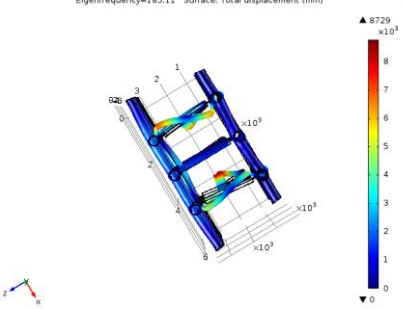
Table 5.6: les vingt premiers modes propres de déformation de la structure des tubes

Mode s propres	Fréquences de résonance (Hz)	Modes de déformation	Pic maximal de déplacement	Pic maximal de déformation
1	60.298		3910	1,01807
2	75.018		9920	3,26325
3	75.243		1080	3,40073
4	75.532		1340	4,35589

5	Mode	80.403	<p>Eigenfrequency=80.403 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>▲ 1.43x10⁴ ×10⁴</p> <p>0</p> <p>1.4 1.2 1 0.8 0.6 0.4 0.2 0</p> <p>1430</p>	4,5193 5
6	Mode	80.872	<p>Eigenfrequency=80.872 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>▲ 1.43x10⁴ ×10⁴</p> <p>0</p> <p>1.4 1.2 1 0.8 0.6 0.4 0.2 0</p> <p>1430</p>	4,4157 6
7	Mode	81.361	<p>Eigenfrequency=81.361 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>▲ 1.53x10⁴ ×10⁴</p> <p>0</p> <p>1.4 1.2 1 0.8 0.6 0.4 0.2 0</p> <p>1530</p>	4,9176 6
8	Mode	102.39	<p>Eigenfrequency=102.39 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>▲ 4598 ×10³</p> <p>0</p> <p>4.5 4 3.5 3 2.5 2 1.5 1 0.5 0</p> <p>4598</p>	1,2986 3
9	Mode	102.88	<p>Eigenfrequency=102.88 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>▲ 4227 ×10³</p> <p>0</p> <p>4 3.5 3 2.5 2 1.5 1 0.5 0</p> <p>4227</p>	1,8389 2

10	Mode	106.38	<p>Eigenfrequency-106.38 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>5340 $\times 10^3$</p>	5340	1,7120 5
11	Mode	127.11	<p>Eigenfrequency-127.11 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>8560 $\times 10^3$</p>	8560	3,6393 2
12	Mode	138.46	<p>Eigenfrequency-138.46 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>1.23 $\times 10^4$</p>	1230	4,1696 3
13	Mode	139.57	<p>Eigenfrequency-139.57 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>3640 $\times 10^3$</p>	3640	2,1751 4
14	Mode	140.58	<p>Eigenfrequency-139.57 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>3640 $\times 10^3$</p>	3640	5,9563 2

15	Mode 147.08	<p>Eigenfrequency=147.08 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>1.03x10⁴</p> <p>0</p>	1030	5,5107 7
16	Mode 151.39	<p>Eigenfrequency=151.39 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>5294</p> <p>0</p>	5294	2,7124 9
17	Mode 156.89	<p>Eigenfrequency=156.89 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>1.55x10⁴</p> <p>0</p>	1550	7,8601 2
18	Mode 158.25	<p>Eigenfrequency=158.25 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>1.34x10⁴</p> <p>0</p>	1340	6,3925 8
19	Mode 160.73	<p>Eigenfrequency=160.73 Surface: Total displacement (mm)</p> <p>1.2x10⁴</p> <p>0</p>	1200	5,2316 7

<p>Mode 20</p>	<p>185.11</p>		<p>8729 4,9288 8</p>
--------------------	---------------	--	------------------------------

Nous avons évalué les vingt premiers modes propres de la structure. Nous nous sommes volontairement limités à vingt modes car ils incluent les déformations de tous les composants qui constituent notre structure. Aussi, puisque nous allons calculer les amplitudes d’une manière indirecte où nous considérerons le cas le plus critique, nous n’avons besoins que de la fréquence minimale de déplacement de la partie dont nous étudierons la déformation, laquelle engendre la fatigue. Nous en expliquerons les raisons plus tard dans ce chapitre.

5.9.1.9. Fréquences de résonance

Nous remarquons que les fréquences débutent de 60.298Hz qui est une assez haute fréquence. Ce résultat est intéressant car il nous permet d’établir que le matériau subirait de petites déformations de faible amplitude mais qui auraient une occurrence très importante. Cela veut dire que le nombre de cycle serait très grand, diminuant ainsi la durée de vie temporelle (puisque la durée de vie calculée par la loi de Masson Coffin est en nombre de cycles, alors que les industriels utilisent l’unité temporelle pour la décrire). Ce résultat est en accord avec notre hypothèse de risque d’endommagement par fatigue causé par des déformations.

5.9.1.10. Amplitude maximale de déplacement et de déformation

Comme introduit dans le chapitre de vibration, l’amplitude de l’onde, correspondant au déplacement maximal, atteint son maximum lorsque la pulsation (resp. la fréquence) est égale à la pulsation propre (resp. fréquence propre). **Le tableau 5.7** liste les pics de déformations et de déplacement. Cette évaluation a pour intérêt de déterminer le mode de vibration qui donne la déformation maximal qui causerait donc l’endommagement le plus sévère.

Or nous savons que notre structure est composée de différentes pièces du même matériau mains ayant différentes dimensions et géométries. Nous avons donc isolé chaque composant pour voir la déformation maximale dans chaque cas de figure. Ainsi, nous avons des résultats pour tout le volume, d’autres pour les plus grands tubes ($\varnothing_{ext} = 240\text{mm}$), d’autres pour les plus petits ($\varnothing_{ext} = 120\text{mm}$) et d’autres encore pour les plaques de jonction par soudage (longueur-largeur-épaisseur) = (220-220-4). Le tableau donne les différentes valeurs des déformations maximales pour chaque mode de vibration de chaque sélection des domaines volumiques.

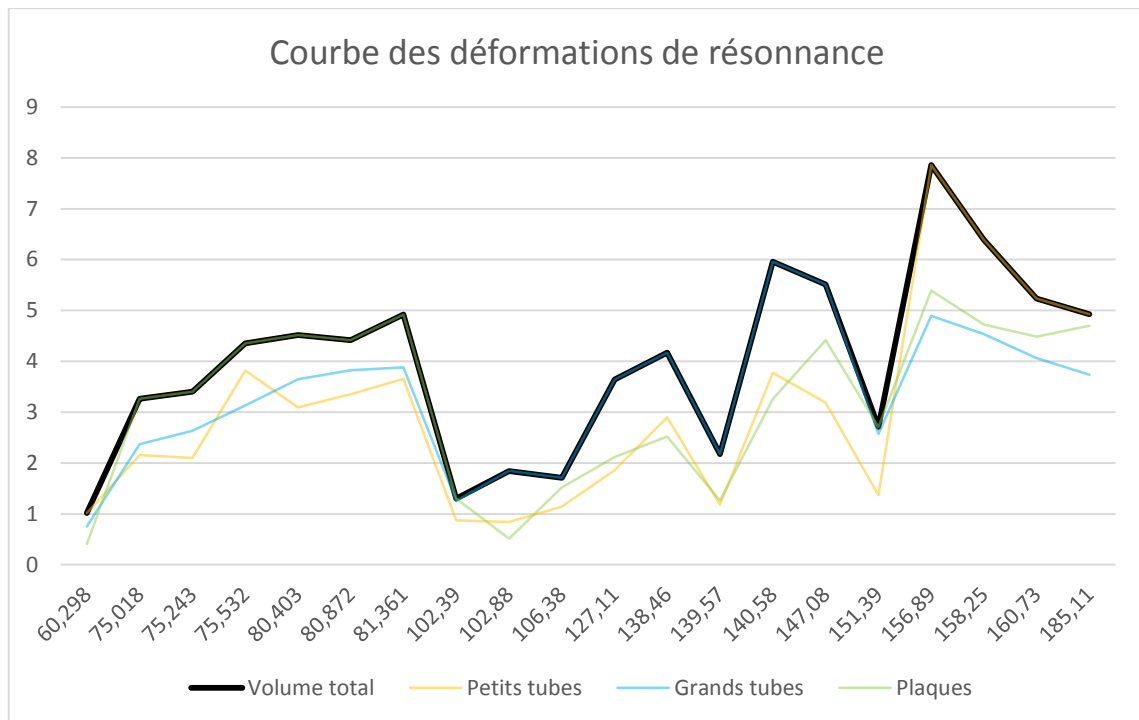


Figure 5.15: pics de déformation des différents composants en fonction de la fréquence de résonance

La courbe montre aussi toutes les valeurs des pics de déformation. En gras nous avons la déformation maximale de l'ensemble des pièces. Les courbes fines de couleurs représentent les pics de chaque type de pièce. A savoir, les petits tubes, les grands tubes et les plaques de soudage.

Table 5.7: pics de déformations des différents modes propres de vibration

Modes	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
V olume total	1 ,01807	3 ,26325	3 ,40073	4 ,35589	4 ,51935	4 ,41576	4 ,91766	1 ,29863	1 ,83892	1 ,71205
P etits tubes	1 ,0181	2 ,1579	2 ,1012	3 ,8171	3 ,0937	3 ,3509	3 ,6568	0 ,8695	0 ,839	1 ,1441
G rands tubes	0 ,7499	2 ,3722	2 ,633	3 ,1324	3 ,6475	3 ,8247	3 ,8784	1 ,2534	1 ,8487	1 ,7121
P laques	0 ,4039	3 ,2633	3 ,4007	4 ,3559	4 ,5193	4 ,4158	4 ,9177	1 ,2986	0 ,5117	1 ,5190

5.9.1.11. Interprétations de la courbe

On voit que les déformations maximales sont distribuées sur toutes les pièces. Et donc l'endommagement les concernerait toutes. Ce résultat est une fois encore en accord avec les

observations de l'endommagement précédent où les fissures et ruptures ont été détectés dans différentes localisations.

D'un point de vu fréquentiel, pour un type de déformation (exemple : flexion simple), les fréquences les plus basses coïncident avec la résonance des plus petites pièces. Tandis que les plus hautes correspondent avec la résonance des grands tubes. Ce résultat doit être pris en considération car une haute fréquence est synonyme d'un grand nombre de récurrence et donc d'une durée de vie courte dans le temps.

Pour les amplitudes de déformations, les plaques de soudages sont souvent les plus déformés car ce sont les éléments les plus petits et donc même un petit déplacement (Δl) peut engendrer une grande déformation :

$$\varepsilon = \Delta l / l_{\text{initiale}} \quad (5.1)$$

5.9.1.12. Exploitation des résultats

En pratique, dans les structures complexes sollicités en flexion et torsion, il est difficile de mesurer les déplacements car souvent on ne peut pas fixer un point immobile de référence. La méthode de mesure la plus utilisée est la mesure de l'accélération par des capteurs de mouvements appelés les accéléromètres. Ces derniers mesurent l'accélération du mouvement et peuvent suivre en temps réel et avec une bonne précision la dynamique des structures.

Nous proposons ci-dessous une démarche de calcul des déplacements à partir de l'accélération. Selon le développement de Fourier nous pouvons établir le raisonnement suivant :

Nous savons qu'une fonction à laquelle on applique de développement de fourrier s'écrit sous la forme :

$$f(t) = \sum_i f_0 \sin(\omega_i t + \varphi_i) \quad (5.2)$$

En l'appliquant au déplacement $u(t)$ nous avons :

$$u(t) = \sum_i u_0 \sin(\omega_i t + \varphi_i) \quad (5.3)$$

Or : le déplacement $u(t)$ est relié à l'accélération $a(t)$ par la relation :

$$a(t) = \frac{d^2 u}{dt^2} \quad (5.4)$$

$$\Rightarrow a(t) = \frac{d^2 [\sum_i u_0 \sin(\omega_i t + \varphi_i)]}{dt^2} \quad (5.5)$$

$$\Rightarrow a(t) = \sum_i \frac{d^2 [u_0 \omega_i^2 \sin(\omega_i t + \varphi_i)]}{dt^2} \quad (5.6)$$

En appliquant le développement de Fourier à « $a(t)$ », on peut l'écrire sous la forme :

$$a(t) = \sum_i a_{0_i} \sin(\omega_i t + \varphi_i) \Rightarrow a_{0_i} = \omega_i^2 x_{0_i} \quad (5.7)$$

L'amplitude maximale de l'accélération est donc égale au déplacement maximal multiplié par la pulsation propre au carré. Ayant déterminé les fréquences propres. Nous pouvons déduire les pulsations propres. Il ne manque plus que le calcul des déplacements pour déterminer une méthode de monitoring pour surveiller l'état des tubes. Cette approche a pour but de calculer les accélérations maximales permises.

Ce résultat veut aussi dire qu'à chaque mode de déformation ayant une pulsation propre et une amplitude de déformation (et donc de déplacement) est associée une accélération signe de résonance.

Il est important de noter que nos calculs ont pour but d'étudier le condenseur et surtout sa durée de vie après les opérations de maintenance. Ces dernières ayant modifiées la structure de soutien du dôme, le condenseur aura certainement une réponse différente aux sollicitations auxquelles il sera sujet. Nous développerons ainsi une méthode de calcul de la durée de vie basée sur l'étude de la fatigue au lieu d'étudier l'endommagement antérieur.

5.9.2. Simulation du flux de vapeur

5.9.2.1. Description physique

La vapeur surchauffée venant de la chaudière de récupération entre par deux entrées à des débits et des pressions différents. Elle subit des pertes de charges considérables en s'écoulant à l'intérieur du condenseur. Elle est condensée et refroidit par contact avec les faisceaux om circule l'eau de mer, puis l'eau sous l'état liquide est extraire du condenseur. Nous avons donc là affaire à un écoulement à température variable. D'un autre côté, nous considéreront que l'écoulement est de régime turbulent en raison de la géométrie complexe et des débits importants

5.9.2.2. Module « écoulement non-isotherme »

Elle est utilisée pour simuler le couplage du transfert de chaleur et de l'écoulement des fluides. Elle combine les interfaces de transfert de chaleur dans les fluides (par convection ou autres) et d'écoulement laminaire ou turbulent des fluides. Le couplage Multiphysics de l'écoulement non-isotherme est automatiquement ajouté. Il permet de coupler les deux interfaces et inclut dans le modèle des options de flux thermique. Les propriétés des fluides peuvent dépendre de la température. Les modèles peuvent aussi inclure les modules de « transfert de chaleur dans les solides » et de « milieu de transfert de chaleur par irradiation (ou rayonnement) ». L'interface supporte les faibles taux de compressibilité ainsi que les fluides non-Newtoniens.

La modélisation en régime stationnaire et permanent sont toutes les deux supportées.

Dans l'interface de constitution physique, les équations résolues pour l'interface d'écoulement du fluide sont les équations de Navier-Stokes ainsi que les équations de continuité et de conservation de la masse. Tout le domaine géométrique est par défaut sélectionné pour le fluide, mais dans le cas de l'implication de solides, la sélection des domaines peut être modifiée pour inclure les solides.

L'interface de transfert de chaleur modélise le transfert de chaleur par conduction, convection et rayonnement. Comme pour le module d'écoulement, elle inclut par défaut tout le domaine géométrique mais peut être modifiée si nécessaire.

Dans notre étude, nous avons choisi le module physique d'écoulement turbulent non-isotherme. C'est-à-dire l'écoulement turbulent + le transfert de chaleur dans les fluides dans lequel nous avons ajouté le transfert de chaleur dans les solides.

5.9.2.3. Equations mathématiques :

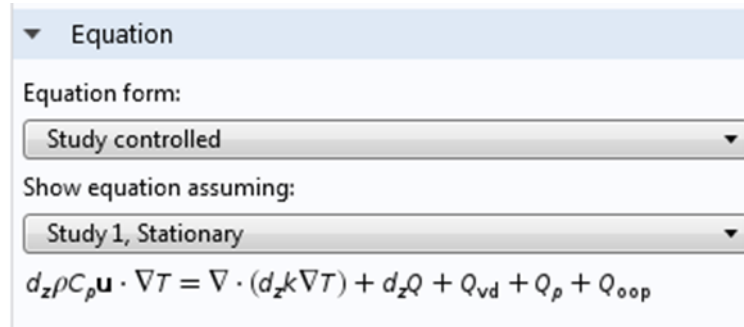


Figure 5.16: capture d'écran des équations utilisées pour le calcul du transfert thermique

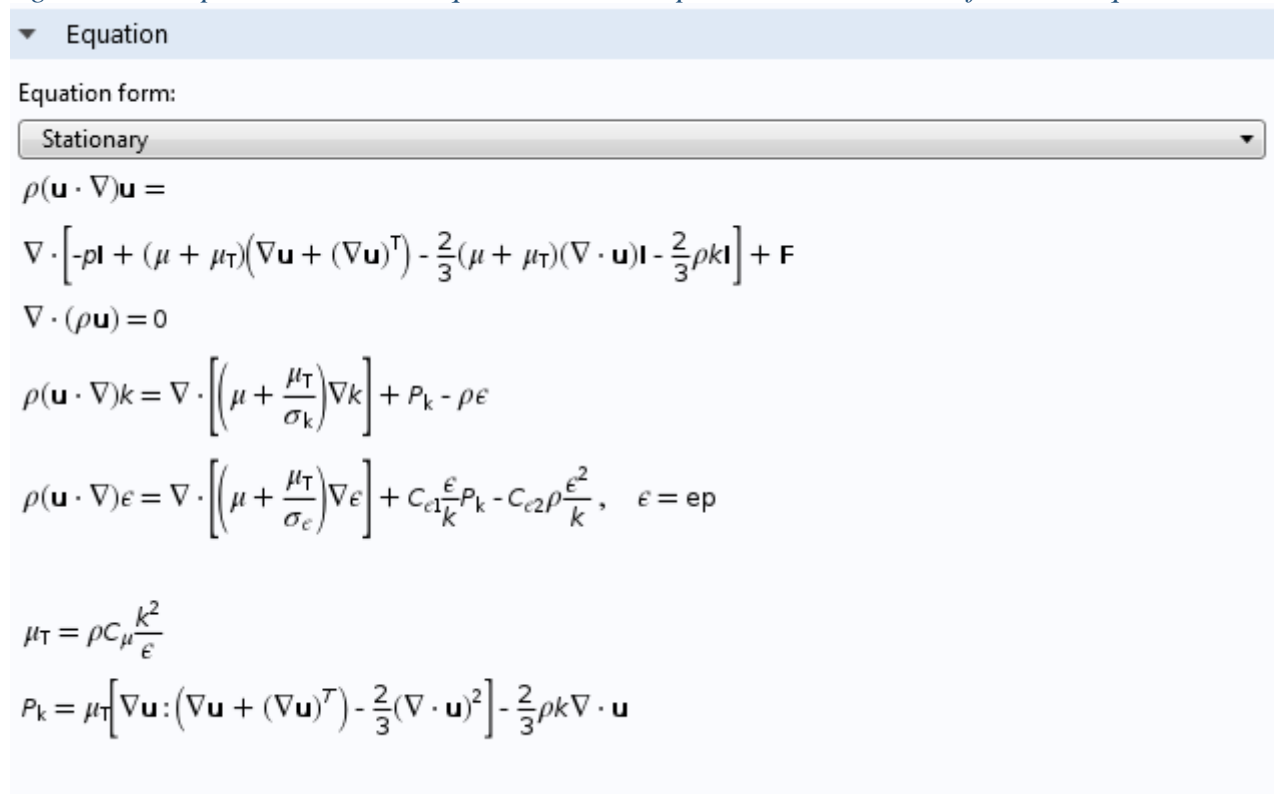


Figure 5.17: capture d'écran des équations utilisées pour le calcul de l'écoulement

5.9.2.4. Régime stationnaire

Le régime stationnaire est utilisé quand les variables ne dépendent pas du temps. C'est le cas des états où les interactions sont équilibrées et maintenues dans le temps.

Par exemple, en électromagnétique il est utilisé pour calculer les champs électriques et magnétiques ainsi que les courants. Dans le cas du transfert de chaleur, il est utilisé pour calculer la distribution de température à l'équilibre thermique. En mécanique des fluides, il calcule l'écoulement stationnaire et les champs de pression.

Il est aussi possible de calculer plusieurs solutions, de plusieurs données en entrée par exemple ou pour suivre la réponse non-linéaire d'une étude paramétrée.

5.9.2.5. Géométrie

Ici, comme la vapeur s'écoule dans tout le volume intérieur du condenseur, toute la géométrie a été introduite comme illustrée sur **la figure 5.18**.

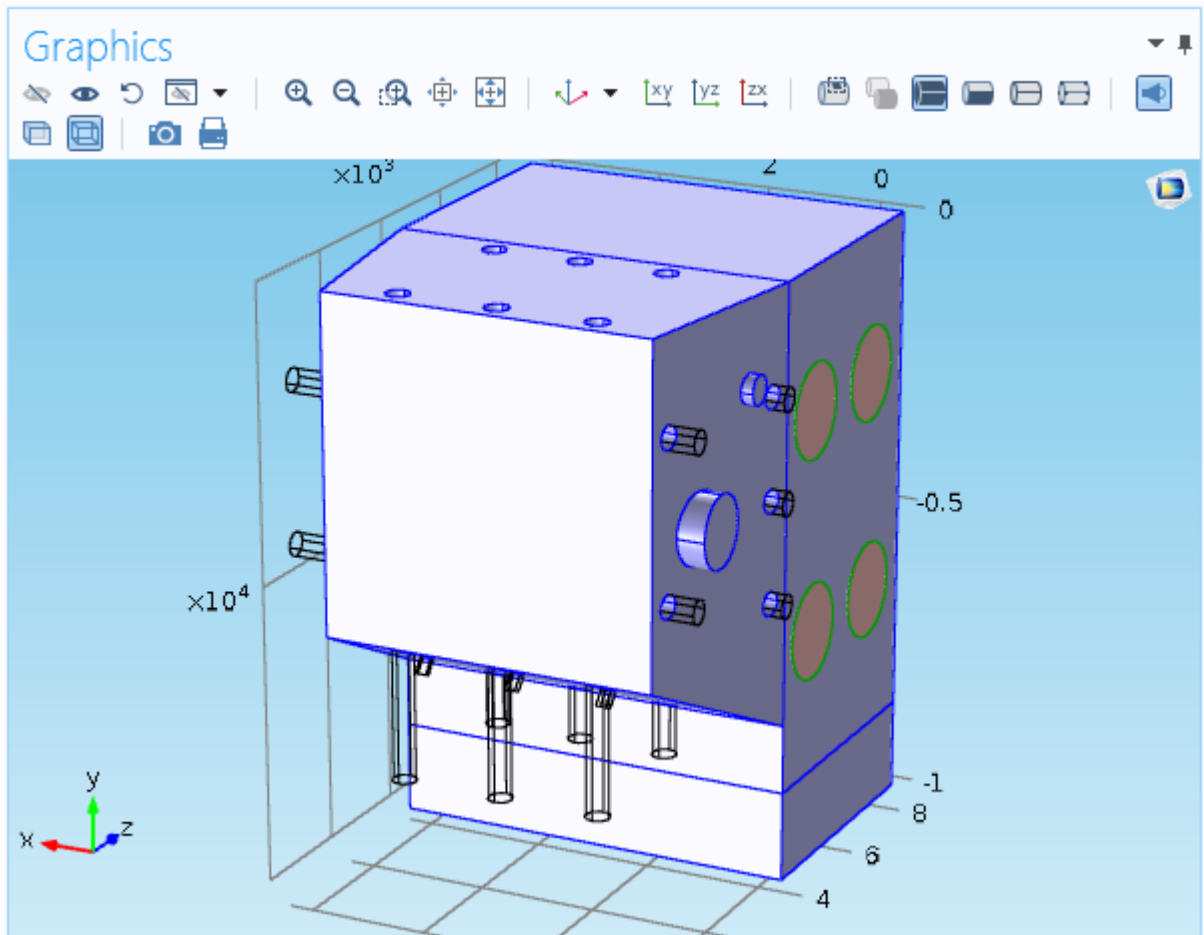


Figure 5.18: construction géométrique du condenseur

5.9.2.6. Matériaux

Plusieurs matériaux entrent ici en considération :

- la vapeur d'eau pour l'écoulement.
- l'eau liquide pour le condensat.
- le titane pour l'échange thermique.
- l'acier inoxydable 304L pour les tubes.

5.9.2.7. Conditions initiales et conditions aux limites

Pour l'écoulement :

Initialement les vannes de contournement sont fermées et la vapeur venant de la TV a une faible pression et une basse température et donc la température est de 36°C. Pour les conditions aux limites:

- l'entrée de vapeur LP : pression introduite $p=1$ [bar]
- l'entrée de vapeur MP : pression introduite $p=3$ [bar]
- la sortie du condensat : vitesse d'écoulement de sortie (calculée en divisant le débit par la section de sortie) $v=0.003441$ [m/s].

Pour le transfert de chaleur :

- l'entrée de vapeur LP : température introduite $T=107$ [°C]
- l'entrée de vapeur MP : température introduite $T=200$ [°C]
- la sortie du condensat : température introduite $T= 25$ [°C]
- l'entrée de l'eau de refroidissement : température introduite $T= 20$ [°C]- la sortie de l'eau de refroidissement : température introduite $T= 36$ [°C]

5.9.2.8. Maillage

La figure 5.19 schématise le maillage des différentes parties. Il s'est fait séparément, puis le mailleur a assemblé le tout pour faire coïncider les nœuds :

- les tubes ont un maillage de forme tétraédrique. Pour la résolution, la taille des mailles a été entrée comme fine calibrée pour l'étude de « physique générale ».

- les faisceaux en titane ont un maillage de forme tétraédrique. Pour la résolution, la taille des mailles a été entrée comme grossière (ils ne rentrent pas dans la distribution de températures) calibrée pour l'étude de « physique générale ».

- la calandre du condenseur a un maillage de forme tétraédrique. Pour la résolution, la taille des mailles a été entrée comme fine pour le dôme et grossière pour le reste calibrées pour l'étude de « la dynamique des fluides ».

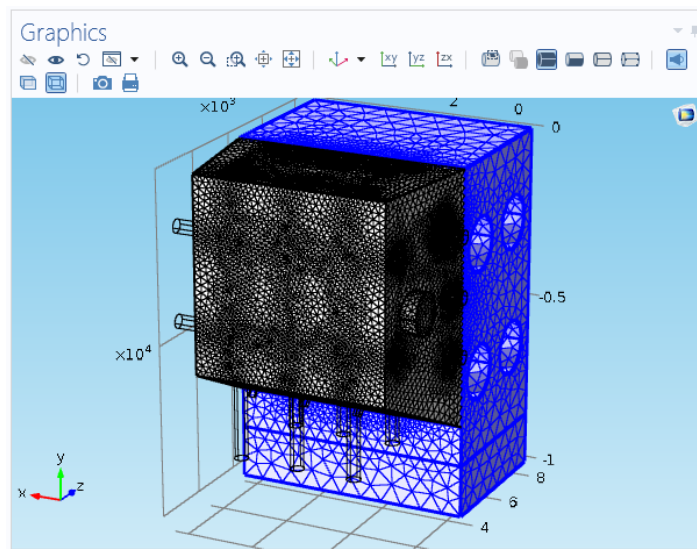


Figure 5.19: maillage tétraédrique du condenseur pour la simulation de l'écoulement non-isotherme

5.9.2.9. Problème de convergence

Nous avons établi que l'écoulement turbulent est de nature chaotique. Cette propriété du phénomène fait que sa simulation est très sensible même aux plus faibles variations. Dans le cadre de notre travail, nous avons entré toutes les données mais malheureusement le programme n'a pas convergé.

Pour remédier à cela, nous avons affiné le maillage, mais là encore nous avons rencontré des problèmes liés aux limitations de la puissance de calcul, plus précisément de la mémoire de notre ordinateur. En effet, lorsque nous affinions le maillage cela implique que le nombre de mailles et donc de nœuds augmente, impliquant donc l'utilisation d'un plus grand volume de mémoire.

Néanmoins, nous avons décidé de faire une modélisation en trois dimensions sans prendre en considération l'écoulement turbulent, et une autre impliquant l'écoulement mais en deux dimensions pour s'assurer que notre travail de modélisation n'a de problème que l'affinité du maillage.

5.9.2.10. Résultats « deux dimensions »

La simulation en deux dimensions ne prend pas toute la géométrie en considération. En termes de pertes de charges de l'écoulement, cette modélisation reste limitée. Cependant, les résultats de la simulation sont qualitativement représentatifs du phénomène étudié.

Distribution de la température :

Chaque nuance de couleur de **la figure 5.20** représente un champ températures. Les contours isothermes sont aussi illustrés par des lignes graduées à un intervalle de température de 10°C.

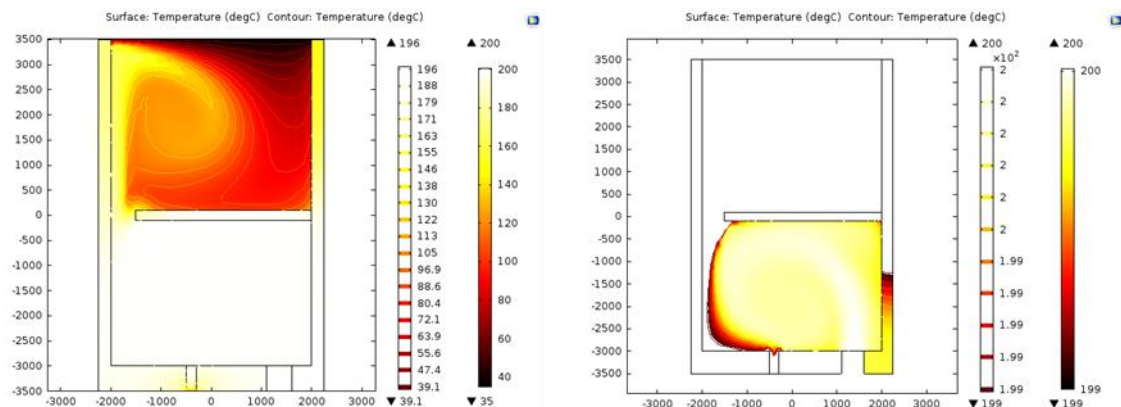


Figure 5.20: résultat de la distribution de la température en deux dimensions

Nous voyons bien que la distribution de température n'est pas homogène. Elle reste assez haute au niveau du dôme, alors qu'elle diminue rapidement en s'approchant du faisceau de refroidissement. Les turbulences de l'écoulement sont clairement illustrées par les lignes isothermes en vortex.

Distribution de la pression :

Tout comme la température, la pression a été illustrée par **la figure 5.21** ci-dessous :

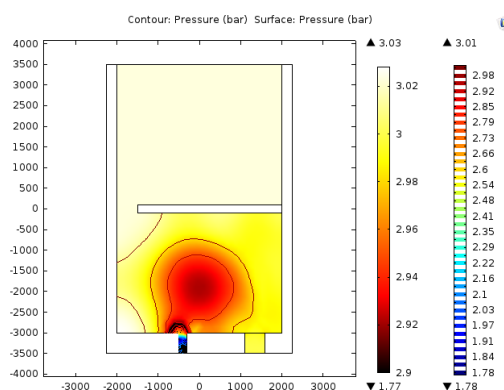


Figure 5.21: résultat de la distribution de la pression à deux dimensions

Là aussi, la pression varie considérablement et le fait qu'il y ait deux entrées avec différentes pressions crée une zone de dépression qui pourrait influencer le comportement dynamique de notre structure.

Distribution du champ de vitesses :

La vitesse d'écoulement est aussi un paramètre important car elle permet de suivre la direction d'écoulement et déterminer donc les zones subissant l'impact du jet de vapeur. Elle est illustrée par **la figure 5.22 :**

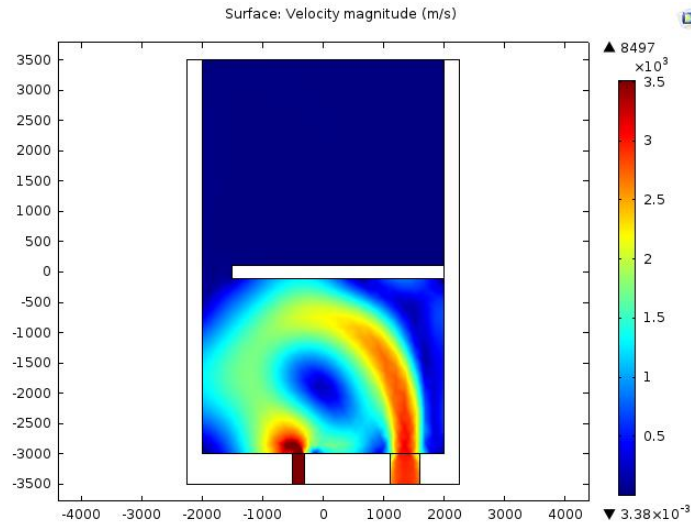


Figure 5.22: résultat du champ de vitesses à deux dimensions

5.9.2.11. Résultats « trois dimensions »

Distribution de la température :

Puisque nous avons une distribution volumique, nous avons choisi de faire des coupes équidistantes pour déterminer la distribution de température au fur et à mesure que l'on s'éloigne des entrées de vapeur contourné. **La figure 5.23** illustre les différentes coupes.

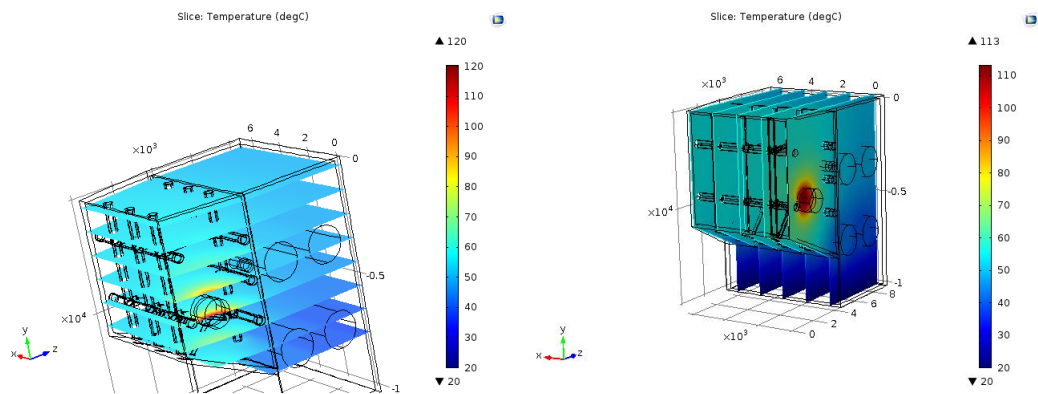


Figure 5.23: résultat de la distribution de température en trois dimensions

Pour la détermination des gradients de température au niveau de la structure de soutien du dôme, nous avons tracé la température le long de chaque rangée de tube (figure V.19) dont nous avons extrait le gradient thermique (**figure 5.24**).

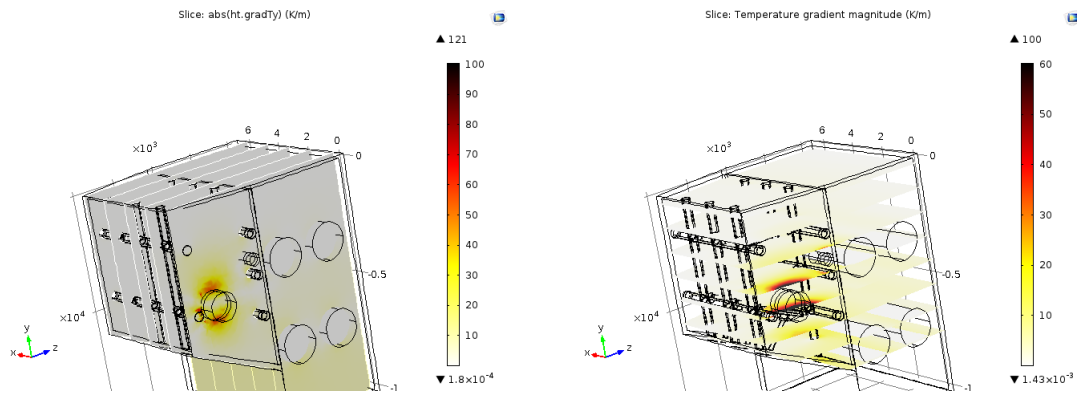


Figure 5.24: résultat des gradients de température à l'intérieur du condenseur en trois dimensions

On peut ainsi déterminer les barreaux qui subissent de larges gradients thermiques conduisant à des contraintes thermiques importantes. C'est en effet les parties les plus proches de l'entrée de contournement surtout que la température chute rapidement à seulement quelques centimètres de l'entrée de vapeur contournée.

5.9.2.12. Interprétation des résultats

Cette simulation ayant pour but de déterminer les températures de services et les gradients de température imposés à la structure, nous nous intéresserons à l'interprétation de ces dernières plus que les autres paramètres.

- La simulation en deux dimensions montre que la température aurait une variation assez importante de la température à travers la structure. Cela implique que les différentes pièces travailleraient à des températures différentes. Ce résultat, bien que seulement qualitatif, est assez déterminant car nous savons qu'en général les propriétés mécaniques varient avec la température.
- Aussi, cette même simulation montre qu'une dépression aurait lieu à proximité des entrée de vapeur en contournement ce qui influencerait les conditions de chargement des pièces qui en sont les plus proches.
- La simulation en trois dimensions confirme les résultats de la précédente et donne une distribution de température plutôt proche sauf pour les zones avoisinant des géométries relativement complexes. Dans ce dernier cas, puisque l'écoulement turbulent est négligé, nos résultats sont moins fiables et une étude plus poussée est requise.
- Aussi, on remarque que les gradients de températures restent faibles et on n'observe pas des variations brusques de température. Cela veut dire que les plaques subiraient une fatigue mécanique simple plutôt qu'une fatigue thermomécanique. Ce phénomène serait relié à la dimension des plaques, car nous savons que le transfert thermique par conduction dépend des dimensions du solide.
- Pour les tubes, les plus sollicités en gradients thermiques et donc en contraintes thermiques sont les plus proches de l'entrée MP. Cela s'explique par le fait que l'entrée BP n'est pas aussi chaude que la MP en plus du fait que la température diminue rapidement à son voisinage.

Tous ces résultats nous confirment qualitativement l'implication des contraintes thermiques pour les tubes. Il est donc important de les prendre en considération dans nos calculs.

5.9.2.13. Exploitation des résultats :

Pour le calcul des contraintes thermiques, puisque nous n'avons qu'une appréciation qualitative, nous supposerons plusieurs cas de gradients thermiques. Néanmoins, nous considérerons les cas où les températures seraient de :

$$T_{\min} = 20^{\circ}\text{C}, \quad T_{\text{moy}} = 75^{\circ}\text{C}, \quad T_{\text{glob}} = 200^{\circ}\text{C}$$

Avec :
T_{min} : température minimale mesurée dans le solide
T_{max} : température maximale mesurée dans le solide
T_{glob} : température globale du matériau.

5.10. Simulation de la fatigue :

Dans cette section, nous décrirons les différentes simulations de fatigue que l'on a exécutée :

Une simulation de toute la structure, en mode I de vibration, sans gradient thermique à température ambiante.

- Une série de simulations d'un grand tube ($\varnothing_{\text{ext}} = 240\text{mm}$) en flexion simple et en traction avec : $T_{\text{min}} = 20^\circ\text{C}$ et $T_{\text{max}} = 200^\circ\text{C}$.
- Une série de simulations d'un petit tube ($\varnothing_{\text{ext}} = 120\text{mm}$) en flexion simple et en traction avec : $T_{\text{min}} = 20^\circ\text{C}$ et $T_{\text{max}} = 200^\circ\text{C}$.
- Une série de simulation des plaques de soudage en flexion et en traction sans gradient thermique car leur dimension est relativement petite.

Pour établir une relation de corrélation entre les déformations imposées et la durée de vie, chaque simulation aura trois niveaux de déformations de telle sorte que la sollicitation soit inférieure à la limite élastique.

5.10.1.1. Justification des paramètres choisis :

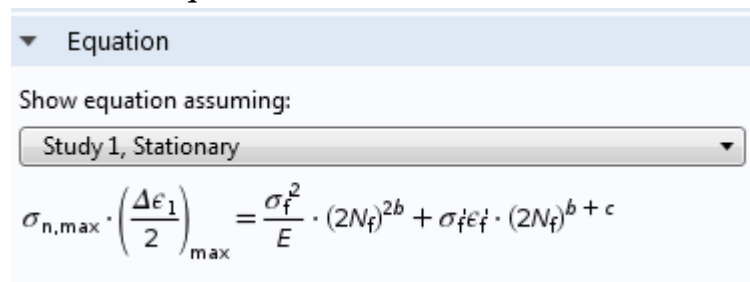
Nous avons choisi de simuler les partis qui travailleraient dans les conditions de sollicitations maximales. Donc, nous avons pris les cas de sollicitations les plus sévères qui puissent intervenir. Or, nous savons que les contraintes thermiques sont proportionnelles au gradient de température ; et les températures sont de 20°C pour l'eau de refroidissement ou l'air environnant et de 200°C pour l'entrée de vapeur MP de contournement.

5.10.1.2. Description physique :

Comme présenté dans le chapitre I, la fatigue apparait dans le cas de chargement cycliques. Ces chargements peuvent être des contraintes de nature mécanique, thermique ou autre. Dans le cas de notre condenseur, la structure étudiée subit des déformations par vibration et est en plus sollicitée par des contraintes thermiques à cause du gradient de température.

Ainsi, les grands tubes travailleraient uniquement en flexion (simple et double) et seraient sujets à des gradients de température. Il en serait de même pour les petits tubes sauf qu'ils travailleraient en plus en traction-compression. Les plaques, bien que de dimensions plus petites, subiraient eux aussi des contraintes mécaniques. Nous effectuerons donc une simulation de fatigue avec une approche de déformation mécanique cyclique et de contraintes thermiques statiques.

5.10.1.3. Equations mathématiques :



Equation

Show equation assuming:

Study 1, Stationary

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

Figure 5.25: capture d'écran des équations utilisées pour le calcul de la fatigue

5.10.1.4. Module « fatigue » :

L'interface de la fatigue effectue une évaluation basée sur les contraintes, les déformations ou les énergies calculées par d'autres interfaces physiques de mécanique des structures. En utilisant cette

interface, on peut calculer le risque de fissuration par fatigue dû à des chargements cycliques où l'état de contrainte et de déformation a été calculé par un chargement singulier à travers les modules de : mécanique du solide, piézoélectrique, dynamique des structures, contraintes thermiques, dilatation par effet Joule...etc. Le cycle de chargement peut avoir été calculé par régime stationnaire, temporel ou étude paramétrique. Il est aussi possible de faire une analyse « Rainflow » basée sur un historique de mesures de charges.

5.10.1.5. Régime en fatigue :

Cette étude est dédiée à l'évaluation de la fatigue. Elle applique un cycle de chargement et évalue les critères de fatigue spécifiés dans l'interface de la fatigue.

Avant qu'une simulation de fatigue soit calculée, un cycle de chargement doit être établi par simulation des charges impliquées. Ceci est fait à travers une étude en régime permanent ou temporel par la simulation de la réponse d'une structure à différents chargements.

5.10.1.6. Géométrie :

Dans cette étude nous avons plusieurs géométries :

- La totalité de la structure (comme pour le calcul des harmoniques)
- Les pièces isolées une-à-une pour considérer les cas de sollicitations maximales pour chaque composante de la structure. Donc, nous dessinons un tube cylindrique ($\varnothing 240 \times$ épaisseur 20mm x longueur totale/4=1750mm), un autre ($\varnothing 120 \times$ épaisseur 20mm x longueur totale/4=2500mm) sur lesquels nous appliquerons les contraintes thermiques ainsi que les déformations et une plaque parallélogramme (300 x 200 x 20)mm³.

5.10.1.7. Matériau :

Là aussi le matériau sélectionné est l'acier 304L. Cependant, la bibliothèque n'inclut pas par défaut certaines propriétés comme celles de la fatigue. Il faut alors les ajouter puis introduire leurs valeurs que nous avons cherchées dans les références bibliographiques.

Ainsi, pour décrire le comportement en fatigue des métaux par l'approche de déformation, cinq paramètres sont utilisés. Ces paramètres sont déterminés expérimentalement par des essais de traction uniaxiale. Mais il faut noter que l'utilisation de ces paramètres pour prédire la tenue à la fatigue ne serait qu'approximative et ne doit pas être substituée à la mesure réelle de pièces en service [5]. Cela serait dû au fait que les essais sont souvent des essais de traction où la contrainte est uniforme dans la pièce. Alors qu'en pratique les pièces sont souvent soumises à une superposition de plusieurs types de déformation. Malgré cela, dans le cadre de notre étude, nous calculons les déformations locales grâce à la MEF et donc notre approximation reste acceptable.

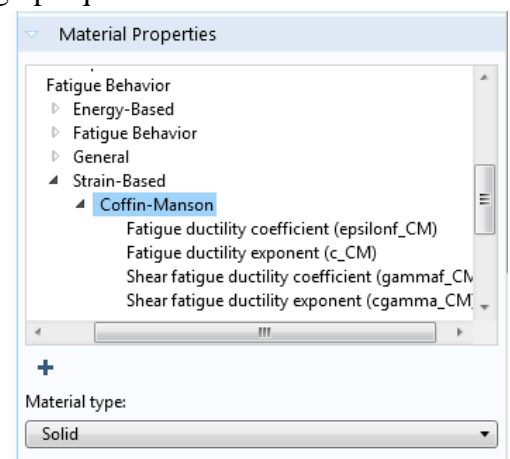


Figure 5.26: capture d'écran de la liste des propriétés de fatigue

Pour les paramètres d'après la référence [5], nous savons que les aciers dont la dureté est inférieure à 500HB ont un coefficient de résistance à la fatigue $\sigma_f = R_m + 345 = 1005$ MPa.

Le coefficient de résistance à la fatigue varie selon l'état métallurgique du matériau. Il est égale à 0.085 en moyenne, à -0.1 pour après recuit et -0.05 près opération de déformation à froid. A défaut de caractérisation métallurgique des tubes, nous prendrons la valeur moyenne: $b=0.085$.

L'exposant de ductilité sous fatigue quant à lui varie avec la réduction de la section en traction. Il peut être approximé à la ductilité ε_f , ce qui nous permet d'écrire :

$$\varepsilon_f' = \varepsilon_f = \ln\left(\frac{100}{100-\%RA}\right) \quad (5.8)$$

La réduction de la section dépend de la dureté :

Dureté < 200HB : %RA=65% => $\sigma_f=1$

Dureté 200-300HB : %RA=4% => $\sigma_f=0.5$

Dureté >400HB %RA=1% => $\sigma_f=0.1$

L'acier 304L a une réduction de la section près de 56% ce qui nous donne une valeur de σ_f' égale à 0.821.

L'exposant de ductilité à la fatigue a fait l'objet de beaucoup d'études. Ainsi, Coffin a trouvé une valeur de -0.5 et quant à Manson, il a trouvé la valeur de -0.6. La contribution de Moro a été de définir un intervalle [-0.7 ; -0.5] selon l'état métallurgique. On en sort avec une valeur moyenne de (-0.6), alors que $c=-0.5$ pour les aciers recuits et $c=-0.7$ pour les aciers écrouis. Dans notre cas nous avons estimé la valeur de $c=-0.65$.

5.10.1.8. Conditions initiales et conditions aux limites :

Chaque modélisation a ces propres conditions initiales et conditions aux limites.

- Pour la structure dans son ensemble, nous avons fait une modélisation dans les conditions standards.
- Pour les simulations des pièces en à l'état isolé des autres composantes de la structure nous avons imposé un gradient thermique de 180°C entre les extrémités de chaque pièce qui engendre une contrainte fixe qui s'ajoutera aux contraintes mécaniques.
- Pour les plaques de soudage, nous avons fixé une face pour appliquer un effort de flexion au niveau de la face opposée.
- Pour les grands tubes, nous avons fixé les deux faces pour appliquer un effort de flexion au milieu de la pièce.
- Pour les petits tubes nous avons deux cas de figure. Une sollicitation de flexion : les déplacements des frontières sont nuls et donc les faces axiales sont entrées comme frontières fixes. Une sollicitation en traction une seule face est fixée et la face opposée est soumise à un effort de traction/compression.

Mise à part la première et la dernière série de simulations, nous avons imposé une contrainte thermique due à un gradient de température de 200-20=180°C.

5.10.1.9. Maillage :

Le maillage sélectionné est de forme tétraédrique calibré pour la physique générale. La résolution choisie est fine pour toutes les simulations.

5.10.1.10. Résultats

Pour illustrer nos résultats nous avons établi des courbes qui tracent la durée de vie (nombre de cycles à la rupture) sur une échelle logarithmique en fonction de la déformation maximale imposée. Ainsi cette estimation nous permettrait de déterminer la durée de vie à n'importe quel niveau de déformation en faisant l'extrapolation des courbes. Nous obtenons donc cinq courbes semi-logarithmiques des différentes pièces soumises à différents types de déformations.

Flexion des plaques de soudage

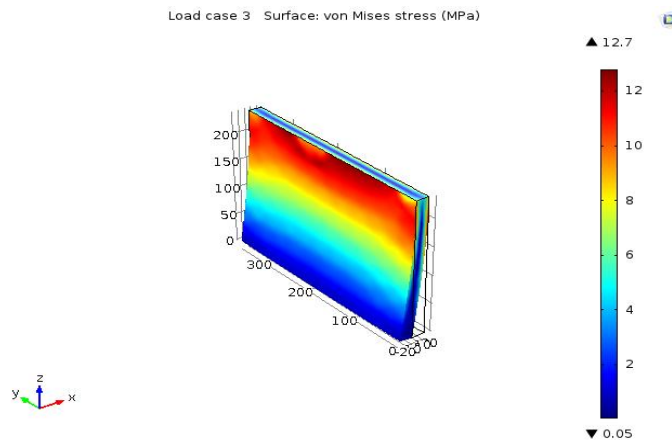


Figure 5.27: déformation par flexion d'une plaque de soudage

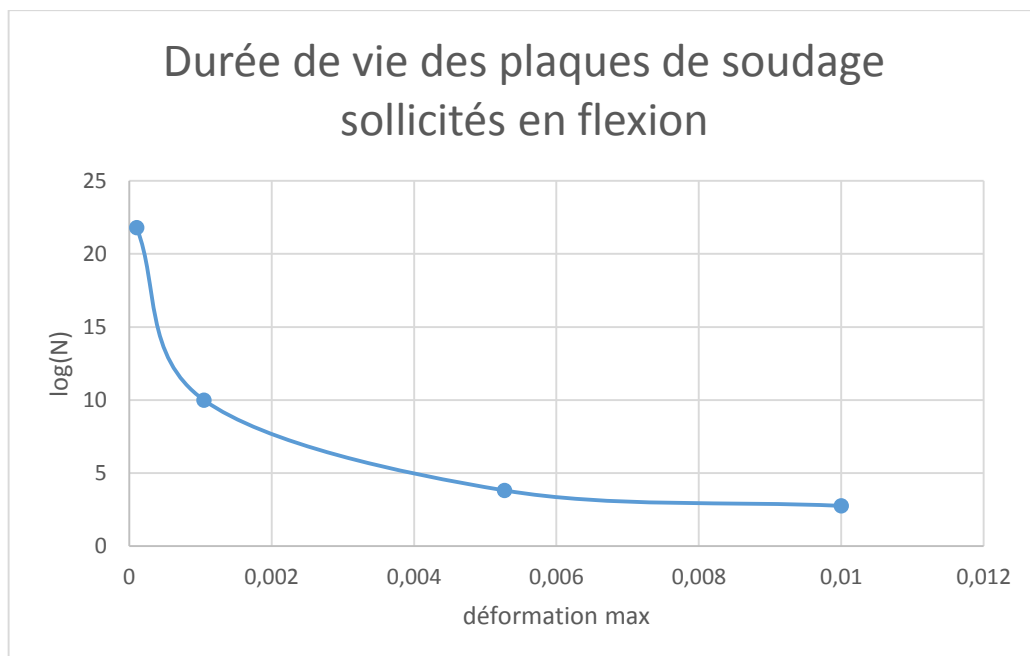


Figure 5.28: courbe de durée de vie de la plaque sollicitée en flexion

Pour les déformations négligeables, N diverge. Nous sommes donc dans le domaine d'endurance illimité.

Traction des plaques de soudage

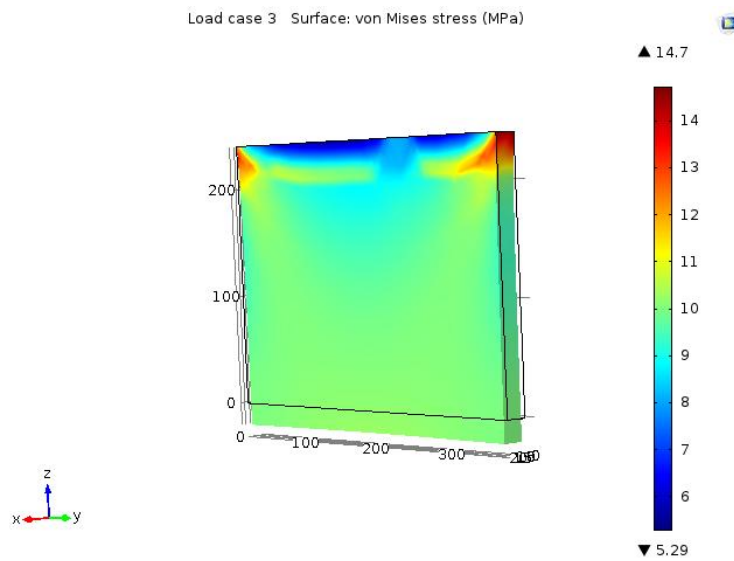


Figure 5.29: déformation par traction d'une plaque de soudage

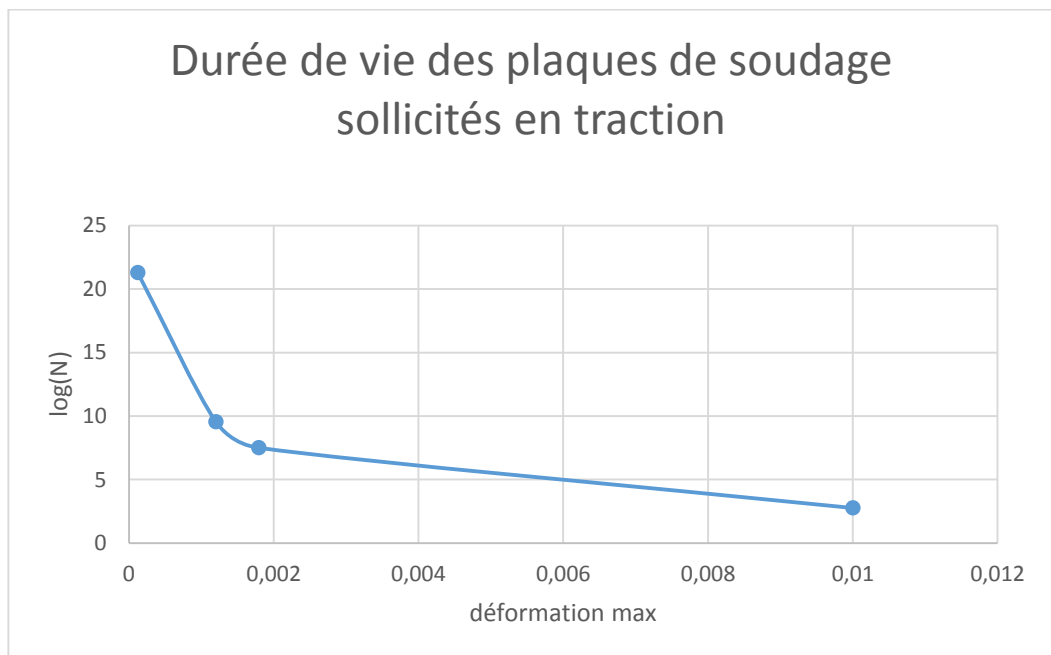


Figure 5.30: courbe de durée de vie de la plaque sollicitée en traction

La traction montre un comportement plus ou moins similaire que la flexion. Notons que les deux courbes ont quasiment le même point de départ.

Flexion des petits tubes

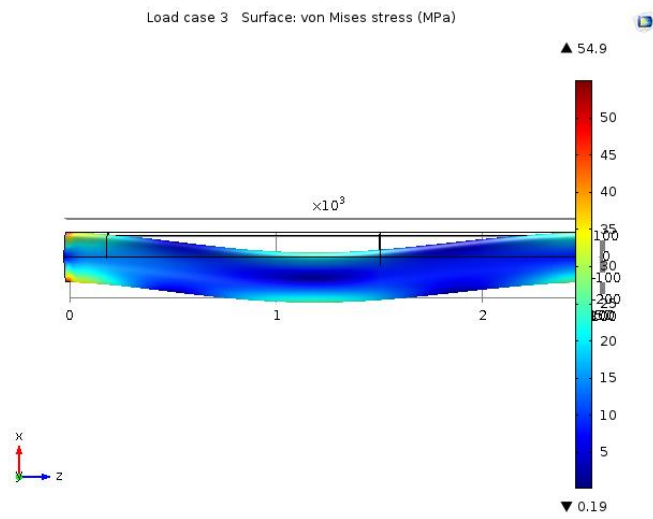


Figure 5.31: déformation par flexion d'un petit tube

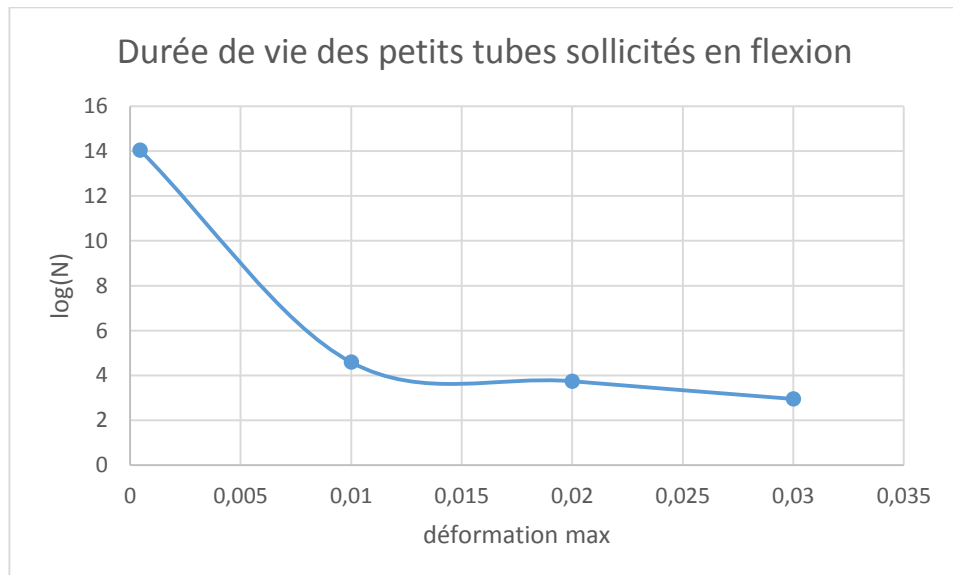


Figure 5.32: courbe de durée de vie du petit tube sollicité en flexion

Traction des petits tubes

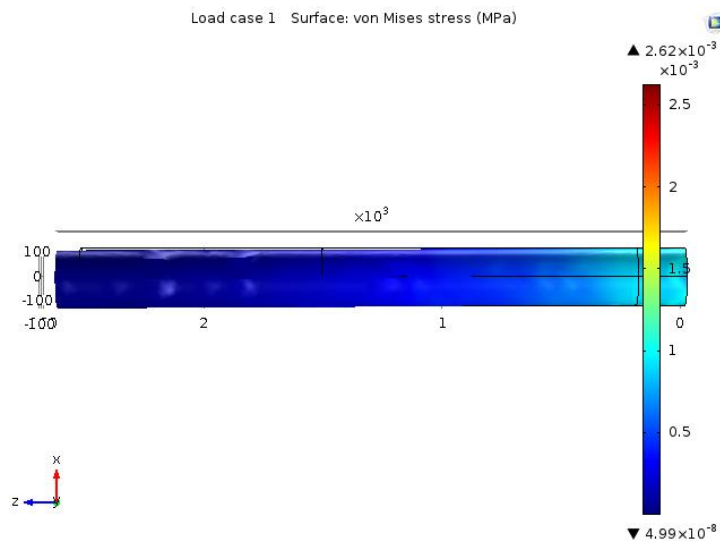


Figure 5.33: déformation par traction d'un petit tube

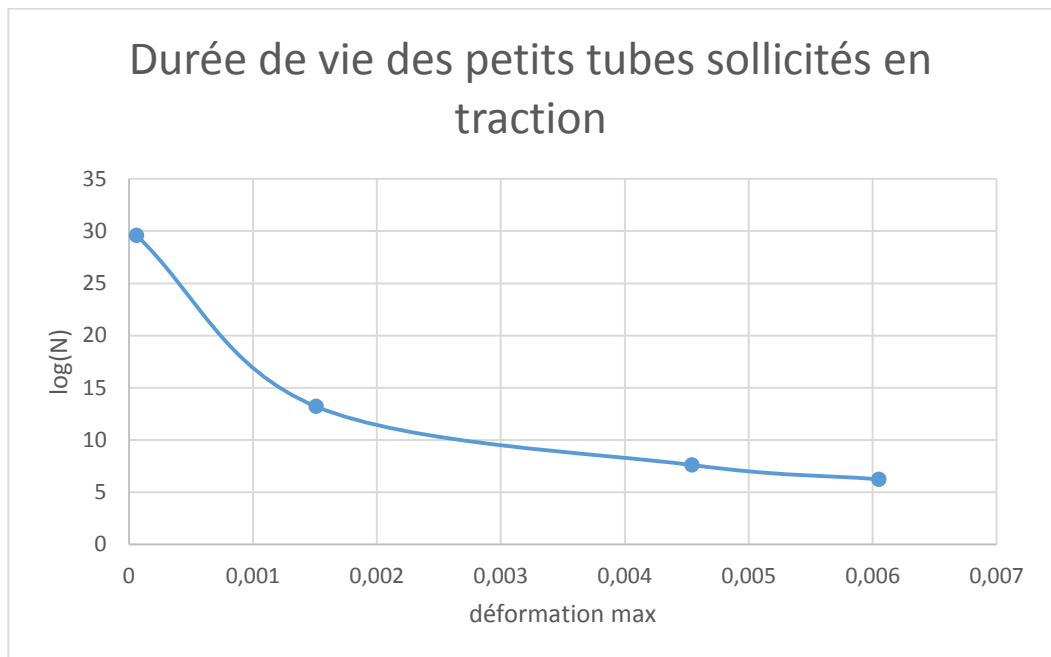


Figure 5.34: courbe de durée de vie du petit tube sollicitée en traction-compression

Flexion des grands tubes

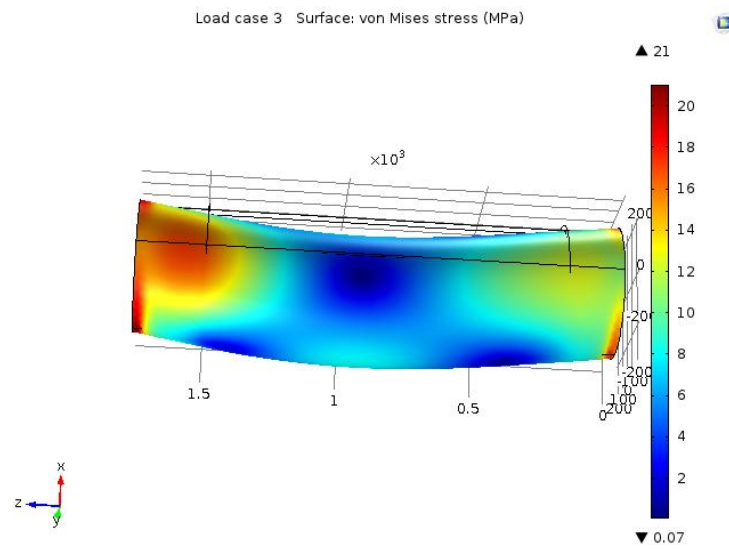


Figure 5.35: déformation par flexion d'un grand tube

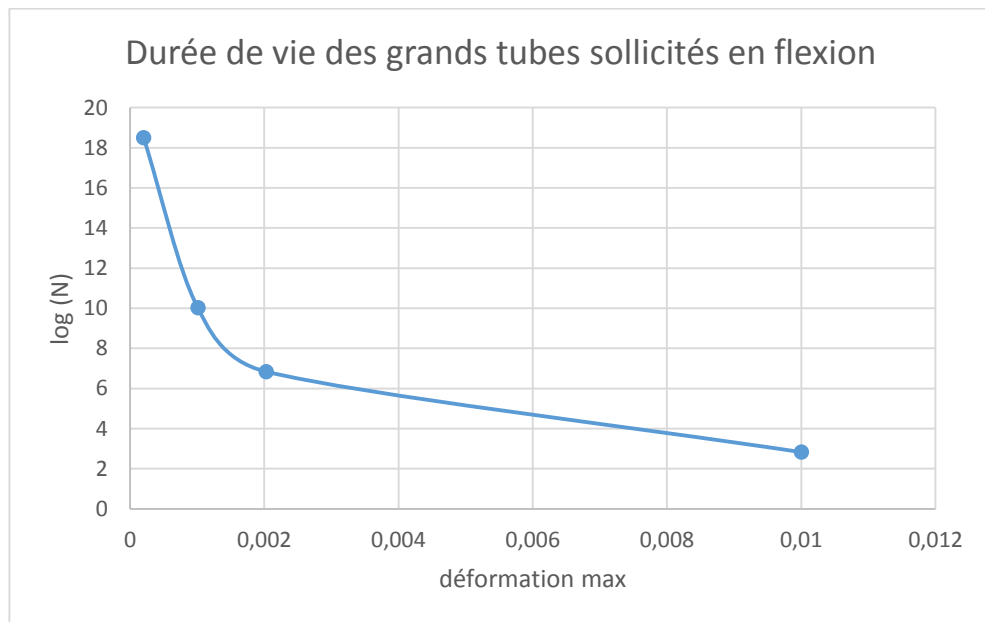


Figure 5.36: courbe de durée de vie d'un grand tube sollicitée en flexion

5.10.1.11. Interprétation

En analysant les courbes semi-logarithmiques on remarque les points suivants :

- La durée de vie chute relativement d'une façon rapide, cela serait dû au passage du domaine d'endurance illimité au domaine d'endurance limité.
- La durée de vie décroît aussi plus rapidement dans le cas de la flexion que dans le cas de la traction. Cela serait due au fait que la flexion impose des sollicitations hétérogènes, alors que la traction applique un effort homogène.
- pour la même pièce, la durée de vie a toujours le même point de départ. Cela s'expliquerait par le fait que la loi de Masson-Coffin est en fonction de la déformation. Cette dernière étant indépendante de la forme de sollicitation (elle est calculée pour chaque élément en le considérant comme une éprouvette de traction-compression), elle donne la même endurance.
- Pour la traction on remarque que le point fixe est celui qui a la plus grande déformation. Cela expliquerait pourquoi la rupture vient des zones de liaison entre les pièces (sans entrer en considération les défauts de soudage par exemple).
- Pour la flexion, tous les composants montrent deux points symétriques où la déformation est maximale et deux autres où la déformation est minimale. Cette observation nous permet de prédire les zones qui risquent de s'endommager et donc faciliter l'inspection de la structure.

5.10.1.12. Exploitation des résultats pour le calcul de la durée de vie

Dans le cadre de la caractérisation du problème d'endommagement, l'équipe chargée avait effectué des mesures de vibration sur le condenseur en service en phase de contournement sous pleine charge (avec les paramètres les plus critiques). Pour ce faire, des accéléromètres ont été placés à différents endroits du condenseur pour mesurer les amplitudes de vibration.

Les données que nous avons récupérées consistaient en des mesures prises chaque deux secondes. Or nous avons établi que la structure du condenseur vibrerait à des fréquences qui dépassent cette précision. Surtout après les opérations de maintenance où la structure a été modifiée influant ainsi sur la réponse de cette dernière.

Pour un calcul réel de la durée de vie, il faut donc des mesures de vibration à hautes fréquences. Ces mesures doivent être converties en un spectre de fréquences pour déterminer les modes de déformations en superposition et l'amplitude de chaque réponse à la résonance. Les amplitudes des accélérations étant déterminés, nous pourrions tirer les amplitudes de déformation pour ensuite les appliquer aux courbes de corrélations déjà établies. La durée de vie sera celle de la pièce dont la durée de vie est minimale.

A partir de la relation développée qui relie le déplacement à l'accélération, si nous avons es valeurs de l'accélération mesurée, nous pourrions tirer le déplacement et donc la déformation. Il ne restera plus qu'à faire une projection pour calculer la durée de vie.

La durée de vie N est converti en durée de vie temporelle par l'intermédiaire de la fréquence de vibration en effet, pour une vibration de 60Hz, on a 60 battements par seconde ce qui équivaut à 2.16×10^6 cycles par heure.

Ainsi, la durée de vie en heures τ est donnée par la relation :

$$\tau = \frac{N}{f \cdot 3600} \quad (5.9)$$

Où : N : durée de vie calculée par la loi de Coffin-Masson

f : fréquence de vibration.

Un point essentiel est que le contournement n'est pas une condition de fonctionnement normale, il est donc occasionnel et ne dure parfois que quelques minutes. Il est très rare que le contournement dépasse quelques jours. Ce cas n'arrive qu'une fois par année au maximum lors de pannes graves de la turbine

5.10.2. Simulation de la fatigue mécanique de la structure dans son ensemble

Pour compléter notre travail nous avons tenu à faire un exemple de simulation de la totalité de la structure sous des conditions de sollicitation inférieures à la limite élastique sans faire intervenir les contraintes thermiques.

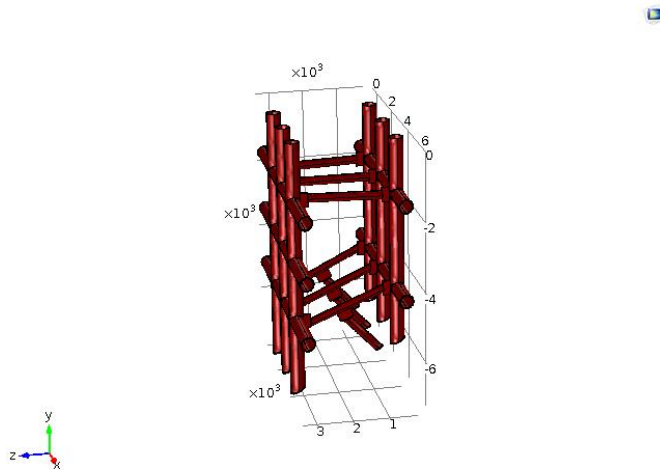


Figure 5.37: zones potentiels de rupture en rouge

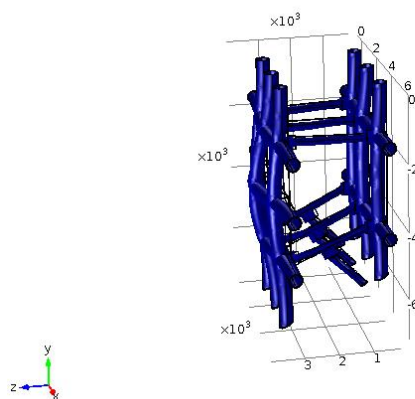


Figure 5.38: déformation selon le mode propre 1

5.10.2.1. Discussion des résultats

Nous voyons que même pour des déformations faibles, la structure ne tient pas beaucoup. Cela voudra dire que la structure ne doit pas être déformée selon le mode 1 (vibration de 60Hz). En effet,

ce mode présente un risque majeur car non seulement il sollicite les grands tubes en flexion, mais aussi les plaques de soudage et les petits tubes en flexion et traction.

Conclusion générale

Cette étude a traité un problème industriel réel ayant des impacts sécuritaires et économiques stratégiques. Nous avons modélisé le problème d'endommagement à travers un ensemble de phénomènes physiques dans le but de simuler le comportement du condenseur dans les conditions critiques. C'est donc un travail pluridisciplinaire faisant appel à une multitude de notions techniques décrivant des facteurs interdépendants.

Les modes propres présentent différentes formes de sollicitation où chaque mode a un niveau de déformation maximal. Donc lors du design de l'ensemble, le constructeur doit en tenir compte pour éviter des fréquences que le système peut atteindre et provoquer donc des conséquences indésirables.

Le transfert de chaleur joue aussi un grand rôle en appliquant des contraintes thermiques. Ces dernières sont accentuées par l'hétérogénéité de la structure, puisque il y a présence de différents matériaux (acier au carbone, acier inoxydable et titane) en plus des cordons de soudures. L'influence du soudage est d'autant plus importante lorsque, comme dans le cas présent, des matériaux différents sont assemblés. Cependant, il y a là une contrainte technique qui est que les conditions de la vapeur et de l'eau de refroidissement doivent répondre à des critères thermodynamiques bien définis. Il faut donc d'abord choisir le bon matériau en plus de la bonne structure. Les résultats bien que seulement qualitatifs, ont affirmé une hétérogénéité des sollicitations avec des gradients thermiques qui restent significatifs.

Les différentes pièces ayant des géométries différentes se comportent de façons différentes en déformation surtout dans le cas de la flexion. Il faut donc une puissance de calcul assez importante car les équations peuvent difficilement être discrétisés. Il y a là intervention de la méthode de calcul utilisée. Nous avons utilisé le logiciel « COMSOL Multiphysics 5.0 » qui se base sur la discrétisation par la Méthode des Eléments Finis. 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 grâce à la contribution de Lamé de par les coefficients de déformation du maillage lui-même.

Tous les résultats précédents servent de paramètres d'entrée pour le calcul de la fatigue thermomécanique. C'est donc une étape incontournable pour définir les paramètres de fatigue en charges ou en déformation. L'approche reste la même et chaque élément est évalué selon le taux de déformation. Nous avons réussi à établir une courbe de corrélation qui attribue à chaque déformation en flexion ou en traction une durée de vie. C'est un outil qui pourra être utilisé à l'aide de mesures de vibration afin de prédire la durée de vie en mode de contournement.

Mais il n'en reste pas moins que nous avons négligés tous les types de défauts (géométriques, d'usure, qualité de surface...etc.). Une caractérisation de l'état métallurgique et mécanique s'impose pour une étude plus pointue et plus fiable.

Enfin, nous proposons de privilégier des installations qui reposent sur des isolateurs et des amortisseurs plutôt que sur des ancrages rigides. Car dans l'état présent, il n'y a que le matériau qui subit les sollicitations. Pour absorber les vibrations et les dissiper, le matériau risque des déformations visqueuses plastiques locales ; ce qui est très néfaste même si les déformations sont très localisées.

Nous terminerons par dire que l'étude par la simulation est aussi importante que les essais pratiques. Elle est souvent la seule possibilité d'étude et sa maîtrise est donc essentielle.

Perspectives

Dans le cadre de notre projet, nous avons essayé de couvrir un large domaine d'expertise et d'étude mécanique et métallurgique. De ce fait, nous avons négligé des aspects importants qui sont souvent rencontrés dans le cas pratique.

Bien évidemment, une étude plus approfondie d'une équipe d'ingénieurs de plusieurs domaines est requise pour cerner tous le problème et pour compléter la présente étude. Ainsi, comme perspective nous suggérons :

- De faire une caractérisation de notre matériau d'un point de vu microstructural et mécanique.
- De faire une étude statistique des défauts potentiellement présents dans notre matériau.
- De faire une étude comparative de sélection des matériaux et des procédés d'assemblage.
- D'étudier des alternatives en termes de renforcement du condenseur.
- Privilégier des installations qui reposent sur des isolateurs et des amortisseurs plutôt que sur des ancrages rigides

Références bibliographiques

- [1]. Michel Dupeux, Aide-mémoire science des matériaux, 2ème edition, DUNOD, Paris, 2008.
- [2]. E. J. HEARN, MECHANICS OF MATERIALS 2 : An introduction to the Mechanics of Elastic and Plastic Deformation of Solids and Structural Materials 3ème edition, Butterworth Heinemann, Grande Bretagne, 1999.
- [3]. Saralis Mafder, Précis de métallurgie : élaboration, structures, propriétés et élaboration, NATHAN, 2000.
- [4]. William D. Callister, Jr. Et David G. Rethwisch, materials science and engineering : an introduction, Wiley, 2010
- [5]. ASM International, ASM Handbook Volume 1 : Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, ASM International, 2005
- [6]. Guy Murry, Aide-mémoire Métallurgie : Métaux, Alliages, Propriétés, 2e édition, DUNOD, 2010
Dominique François, Endommagement et rupture de matériaux, EDP sciences, 2004.
- [7]. Didier DUPRAT, Fatigue et mécanique de la rupture des pièces en alliage léger, BM 5052, Techniques de l'ingénieur, 2005.
- [8]. Clément LEMAIGNAN, la rupture des matériaux, EDP sciences, 2003
- [9]. ASM International, ASM Handbook Volume 4 : Heat treating, ASM International, 1991.
- [10]. API information handling services, Inspection of Pressure Vessels (Towers, Drums, Reactors, Heat Exchangers, and Condensers) : RECOMMENDED PRACTICE, 2ème édition, 2001.
- [11]. ASM International, ASM Handbook Volume 8 : Mechanical testing and evaluation, ASM International, 1991
- [12]. Dal Koshal, Manufacturing Engineer's Reference Book, Butterworth Heinemann, 1993.
- [13]. Paul RABBE, Henri-Paul LIEURADE et André GALTIER, Essais de fatigue, techniques de l'ingénieur, 2005
- [14]. Arnaud Delaplace Fabrice Gatuingt Frédéric Ragueneau, MÉCANIQUE DES STRUCTURES : Résistance des matériaux, DUNOD, 2008.
- [15]. Joseph Sweetman Murnaghan et Francis D. Murnaghan, theoretical mechanics : an introduction to mathematical physics, Dover Publications, 1957.
- [16]. Herbert Goldstein & Charles Poole & John Safko, classical mechanics, 3ème édition, Addison Wesley, 2000
- [17]. S. M. Kumar, Analyzing Random Vibration fatigue, ANSYS Advantage Volume II, 2008
- [18]. ASM International, ASM Handbook Volume 3 : Alloys phase diagram, ASM International, 1992.
- [19]. IFP, matériaux métalliques – corrosion industrielle, IFP training, 2005

- [20]. Alain Col, L'EMBOUITISSAGE DES ACIERS, DUNOD, 2008
- [21]. M. Durand-Charre, la microstructure des aciers et des fontes, SIRPE editeur, 2003
- [22]. Michel Colombié, Matériaux_métalliques, 2ème édition, DUNOD, 2008
- [23]. R. E. Smallman, R. J. Bishop, Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering: science, process, application, Butterworth Heinemann, 1999
- [24]. Pierre R. Roberge, Handbook of Corrosion Engineering, McGraw-Hill, 2000.
- [25]. J. C. M. Farrar, The alloy tree A guide to low-alloy steels, stainless steels and nickel-base alloys, Woodhead Publishing Limited, 2000
- [26]. Bruno BARLAS, Etude de l'endommagement en fatigue thermique des aciers inoxydables F17TNb et R20-12 pour application automobile Laurent Bucher, thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2004.
- [27]. Franck POURROY, Approche des éléments finis à la conception mécanique, techniques de l'ingénieur AG 2 530, 2005.
- [28]. Matthew N.O Sadiko, A simple introduction to finite element analysis of electromagnetic problems, IEE, vol. 32, 1989
- [29]. 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 University of Singapore, 2011.
- [30]. Pierre SPITERI, Introduction à la méthode des éléments finis, techniques de l'ingénieur, AF 504, 2005.
- [31]. Zorica Pantic-Tanner, J. Scott Savage, Two-Dimensional Singular Vector Elements for Finite-Element Analysis, IEEE, 1998.
- [32]. Alexandre Ern, Aide-Mémoire : Eléments finis, DUNOD, 2005.
- [33]. Anne Le Pecheur, Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique: influence de l'état de surface par une approche multi-echelles, thèse de doctorat, ÉCOLE CENTRALE DES ARTS ET MANUFACTURES « ÉCOLE CENTRALE PARIS», 2008
- [34]. LOUCIF ABDELHALIM, COMPORTEMENT EN CONDITIONS DE FATIGUE THERMIQUE D'UNE SOUDURE EN ACIER INOXYDABLE DUPLEX DE NUANCE UNS S 31803, mémoire de magister, Ecole nationale polytechnique, 2006.
- [35]. M. Aourar, étude du comportement des aciers de construction 35CD4 et 42CD4 au cours d'un cyclage thermique, Projet de fin d'étude, Ecole Nationale polytechnique, 1993
- [36]. M.A. HALLIL, Etude du comportement de l'acier Z160CDV 12 en fatigue thermique, projet de fin d'étude, école nationale polytechnique, 2000.
- [37]. Seong-Gu Hong & Samson Yoon & Soon-Bok Lee, The effect of temperature on low-cycle fatigue behavior of prior cooled worked 316L stainless steel, INTERNATIONAL JOURNAL OF FATIGUE 2003

- [38]. Nader Haddar, Fatigue thermique d'un acier inoxydable austéénitique 304L : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme, thèse de doctorat, Ecole des mines de paris, 2003
- [39]. S. H. Lee – J. Y. Choi – W. J. Nam, Hardening Behavior of a 304 Stainless Steel Containing Deformation-Induced Martensite during Static Strain Aging, The Japan Institute of Metals, 2009
- [40]. M. JONATHAN HUGUES, VIEILLISSEMENT THERMOMECHANIQUE D'UN ACIER INOXYDABLE MARTENSITIQUE A DURCISSEMENT STRUCTURAL, thèse de doctorat, université de toulouse 2014
- [41] M.J. Manjoine, Stress relaxation characteristics of type 304 stainless steel, Creep and fatigue in elevated temperature application, London, UK, 1974
- [42] R. Sandström, B.G. Ivarsson and P.J. Henderson, Thermo-mechanical fatigue of the austenitic stainless steel 253MA, Applications of stainless steel, 1992
- [43] J. Lemaître et J.L. Chaboche, Mécanique des matériaux solides, Dunod, 1985
- [44] I. Evenepoel et P.O. Santacreu, Simulation de l'essai de fatigue thermique Ugine avec ABAQUS, Note technique Ugine, 2000.