

ECOLE DES MINES DE DOUAI
UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIE DE LILLE
Ecole doctorale : Sciences Pour l'Ingénieur
Spécialité : Mécanique

THESE

Pour l'obtention du grade de
DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE LILLE I

Présentée par

Laure MAGNIER-MONIN

**TENUE EN SERVICE D'ASSEMBLAGES SOUDES EN ACIER 304L :
INFLUENCE DES CONTRAINTES RESIDUELLES
ET DU PARACHEVEMENT MECANIQUE**

Soutenue le **11 décembre 2007** devant le jury composé de :

M. MESMACQUE Gérard	Professeur, LML-USTL	président du jury
M. AZARI Zitouni	Professeur, Université de Metz	rapporteur
M. LIEURADE Henri-Paul	Docteur d'état, CETIM/Senlis	rapporteur
M. BOMPARD Philippe	Professeur, Ecole Centrale de Paris	examineur
M. FAIDY Claude	Ingénieur, EDF-SEPTEN/Lyon	examineur
Melle VAUCHER Rachel	Docteur, ASN-DEP/Dijon	examineur
M. HARIRI Saïd	Professeur, Ecole des Mines de Douai	directeur de thèse
M. PANIER Stéphane	Docteur, Ecole des Mines de Douai	co-encadrant

Résumé

Ce travail aborde l'étude de l'influence des contraintes résiduelles et des opérations de parachèvement mécanique sur la tenue en service d'assemblage soudés en acier inoxydable austénitique 304L.

Les contraintes résiduelles sont déterminées sur des maquettes spécifiques brutes, soudées et soudées-arasées. Des essais de fatigue sont menés sur chaque configuration pour évaluer l'influence de ces paramètres sur la durée de vie, et pour évaluer leur évolution au cours du cyclage.

On montre dans ce travail que la géométrie du cordon de soudure à l'état brut entraîne une concentration de contraintes néfaste à la tenue en service. L'opération d'arasage génère des contraintes résiduelles de traction en peau relativement élevées mais améliore la tenue en service par l'atténuation de l'effet d'entaille.

Les résultats de fatigue sont corrélés avec les courbes de conception dans le domaine nucléaire. Les facteurs de correction permettent d'évaluer la durée de vie de structures à partir de résultats obtenus sur éprouvettes lisses.

Mots-clés

Contraintes résiduelles, fatigue, parachèvement mécanique, acier inoxydable, assemblage soudé.

Summary

This study focuses on the influence of residual stresses and surface mechanical finishing on lifetime of stainless steel 304L welded structures.

Residual stresses are determined on specific specimens of three types : base-metal, as-welded and ground-welded specimens. Each type is submitted to fatigue tests in order to assess the influence of these parameters on the lifetime, and to determine their evolution.

The experiments show that an important surface stress concentration is located in the weld root of as-welded structures, which has a negative effect on the fatigue life. The grinding operation generates high-level surface residual stresses but the lifetime is higher thanks to the reduction of the notch effect.

The fatigue test results are compared to the nuclear industry best-fit S-N curves. This enables the determination of correction factors related to fatigue test results of polished specimens, and to assess the lifetime of structures.

Key words

Residual stresses, fatigue, surface mechanical finishing, stainless steel, welded structure.

Remerciements

Ce travail est arrivé à son terme grâce à l'aide généreuse que j'ai reçue de la part de nombreuses personnes, et plus particulièrement l'équipe « matériaux métalliques » du département Technologie des Polymères et Composites & Ingénierie Mécanique, de l'Ecole des Mines de Douai.

En premier lieu, je citerais mon directeur de thèse, Saïd Hariri, qui m'a aidée à orienter mes premiers choix professionnels vers le monde de la mécanique et de la recherche, ainsi que mon collègue et encadrant, Stéphane Panier, pour son implication et son soutien dans les moments difficiles.

Je remercie Gérard Mesmacque d'avoir présidé le jury de thèse. Messieurs Zitouni Azari et Henri-Paul Lieurade, en tant que rapporteurs, m'ont offert une lecture juste et pertinente de ce rapport. Je les remercie pour leurs remarques et leur soutien. J'associe à ces remerciements les autres membres du jury : Philippe Bompard qui a eu l'amabilité d'accepter l'invitation, Claude Faidy dont j'ai apprécié durant ces quatre années la verve et la franchise, et Rachel Vaucher qui m'a tracé la voie à Douai, et bientôt à Dijon.

Ensuite je souhaite remercier l'ensemble de mes collègues et plus particulièrement, Daniel Zakrzewski grâce à qui les essais de fatigue ont pu avoir lieu, Anne Mouftiez et Patrick Flahaut, pour leur oreille attentive sur toutes les questions de métallurgie. Je remercie Jean-Claude Depret, Bernard Pauchet et les collègues du Centre Commun d'Usinage qui m'ont apporté une aide précieuse pour toute la partie expérimentale de ma thèse.

Je suis également reconnaissante envers toutes ces personnes, auxquelles j'associe Danielle Corneil, Dominique Rémy, Gérard Bourse, Hervé Demouveau et Philippe Le Grogneç, d'avoir participé un peu plus qu'à l'habitude aux événements liés à la vie de l'option Ingénierie Mécanique, pour me permettre d'achever l'écriture de mon rapport de thèse.

Enfin je pense à mon mari, ma famille et mes amis qui m'ont encouragée jusqu'au bout de cette expérience, dont je garderai toujours un excellent souvenir.

Table des matières

TABLE DES MATIERES	9
INTRODUCTION GENERALE.....	13
Contexte scientifique et industriel.....	15
Objectif de l'étude	17
Plan du mémoire.....	18
CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	19
INTRODUCTION.....	21
I. 1. PRESENTATION DU MATERIAU	21
I. 2. SOUDAGE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITQUES	24
I. 2. 1. Structure d'une soudure en acier inoxydable austénitique.....	24
I. 2. 2. Problèmes rencontrés lors du soudage des aciers austénitiques.....	26
I. 3. COMPORTEMENT EN FATIGUE.....	29
I. 3. 1. Représentation du comportement en fatigue	29
I. 3. 2. Comportement en fatigue isotherme de joints soudés.....	34
I. 3. 3. Comportement en fatigue thermique de joints soudés	36
I. 4. CONTRAINTES RESIDUELLES	40
I. 4. 1. Définition	40
I. 4. 2. Les contraintes résiduelles issues du procédé de soudage.....	43
I. 4. 3. Méthodes de détermination des contraintes résiduelles.....	46
I. 4. 4. Relaxation des contraintes résiduelles.....	59
I. 5. CONCLUSION DU CHAPITRE I.....	60
CHAPITRE II : DEMARCHE EXPERIMENTALE.....	61
INTRODUCTION.....	63
II. 1. CARACTERISATION DU MATERIAU	64
II. 1. 1. Analyse chimique par spectrométrie à étincelage	64
II. 1. 2. Essais mécaniques	64
II. 1. 3. Rugosité.....	64
II. 1. 4. Dureté.....	65
II. 1. 5. Métallographie.....	66
II. 1. 6. Observations en microscopie électronique	66
II. 2. DETERMINATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES	66
II. 2. 1. Analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X	66
II. 2. 2. Profils de contraintes résiduelles.....	68
II. 3. OPERATION D'ARASAGE.....	70
II. 4. ESSAIS DE FATIGUE	72
II. 4. 1. Réalisation des maquettes d'essai.....	75
II. 4. 2. Mise en œuvre des essais de fatigue.....	78
II. 5. PROGRAMME EXPERIMENTAL.....	79
CONCLUSION DU CHAPITRE II	82

CHAPITRE III : RESULTATS EXPERIMENTAUX.....	83
INTRODUCTION.....	85
III. 1. CARACTERISATION DES MAQUETTES.....	85
III. 1. 1. Composition chimique.....	85
III. 1. 2. Propriétés mécaniques.....	86
III. 1. 3. Observations métallographiques	87
III. 1. 4. Mesure de la température lors du meulage	89
III. 1. 5. Rugosité	90
III. 1. 6. Vérification dimensionnelle.....	91
III. 2. CONTRAINTES RESIDUELLES.....	93
III. 2. 1. Maquettes brutes	93
III. 2. 2. Maquettes soudées-arasées	96
III. 2. 3. Maquettes soudées	99
III. 3. PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES	103
III. 4. RESULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE	105
III. 4. 1. Maquettes brutes	107
III. 4. 2. Maquettes soudées-arasées	108
III. 4. 3. Maquettes soudées	112
III. 4. 4. Propagation de fissure sur maquette soudée	116
CONCLUSION DU CHAPITRE III.....	119
CHAPITRE IV : ANALYSE ET SYNTHESE	121
INTRODUCTION.....	123
IV. 1. SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE.....	123
IV. 2. SYNTHESE DES RESULTATS EXPERIMENTAUX.....	123
IV. 2. 1. Contraintes résiduelles.....	123
IV. 2. 2. Essais de fatigue	125
IV. 3. DISCUSSIONS	127
Evaluation de la durée de vie.....	127
Comparaison avec les courbes de design.....	130
Coefficients de correction	132
CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES	135
Conclusion générale	137
Perspectives de l'étude.....	138
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	141

Introduction générale

Contexte scientifique et industriel

Parmi les incidents industriels liés au phénomène de fatigue, la fuite d'eau détectée sur le circuit de Refroidissement du Réacteur à l'Arrêt (RRA) de la centrale nucléaire de Civaux en 1998 a été l'un des plus étudiés en France ces dernières années.

Cette fuite a été détectée dans une zone de mélange de fluides chaud et froid ; le circuit RRA assure le refroidissement du combustible présent dans la cuve du réacteur, lors des phases d'arrêt du réacteur. Comme le circuit RRA est constitué de deux voies indépendantes et redondantes, la voie incriminée a été isolée, et le refroidissement du réacteur assuré par la deuxième voie.

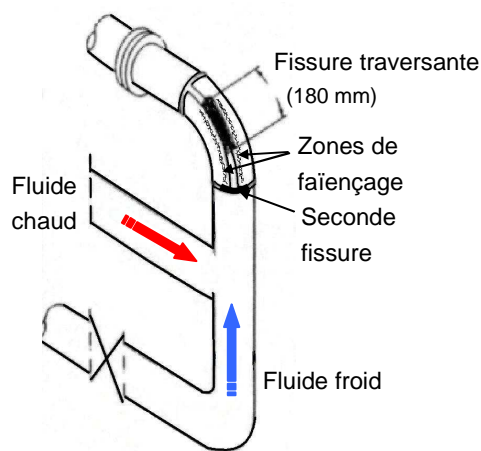


Figure 1 : Schéma du coude (incident de Civaux)

Après investigation, les expertises ont mis en évidence (Figure 1) :

- une fissure traversante dans un coude en acier 304L de 25 cm de diamètre et 9,3 mm d'épaisseur. La fissure s'est propagée dans la soudure longitudinale extrados. Elle a atteint une longueur de 180 mm en peau externe et 250 mm en peau interne du coude,
- deux réseaux de faïençage thermique, situés de part et d'autre de la soudure, en peau interne, au voisinage du té de mélange et du coude,
- une autre fissure de taille importante dans la soudure circonférentielle du té de mélange avec le coude.

Cette fissuration a été attribuée à un phénomène de fatigue thermique : la branche chaude était à une température de 170°C, tandis que la branche froide n'était qu'à 25°C. Le coude, qui présentait une soudure longitudinale, était dans la zone de mélange. Des simulations expérimentales et numériques ont montré que le fluide subissait des variations de température importantes dans la zone de mélange. Les variations de température du matériau constituant le coude étaient de l'ordre de 150°C maximum, et sont à l'origine de l'amorçage en fatigue thermique.

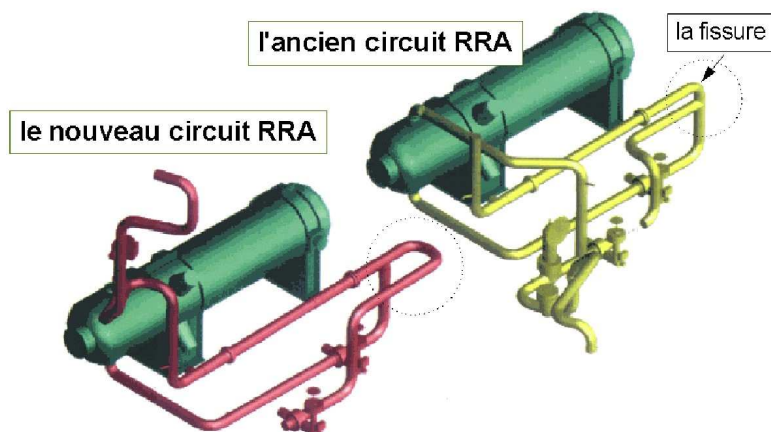


Figure 2 : Modification de l'architecture du circuit RRA

La conception même du circuit RRA a été remise en cause : sa géométrie a été modifiée pour diminuer les fluctuations de température (Figure 2). Le té de mélange en amont du coude, présentant une soudure longitudinale, a été remplacé par une longue manchette droite sans soudure, introduite en aval du té de mélange. Ainsi la zone turbulente de mélange des fluides ne sollicite plus que des portions droites de tuyauterie, exemptes de soudure (le coude et la soudure représentant des facteurs de risque). Les autres zones de mélange du RRA ont été modifiées dans le même esprit.

Après l'analyse de cet incident, il a été procédé au remplacement des circuits RRA de même type déjà en service (Civaux 1, Chooz 1 et Chooz 2). Des programmes complémentaires de contrôle sur les autres centrales REP existantes ont été entrepris, et l'autorité de sûreté nucléaire française a demandé l'instruction d'un dossier sur les DOMMages des ZONES de MELange (DOMZOME).

Pour répondre à cette problématique, des études et recherches ont été entreprises par EDF, le CEA, FRAMATOME, ainsi que diverses universités et écoles. Ce dossier comporte trois volets principaux. Une partie matériau porte sur la fatigue à grand nombre de cycles et les spécificités de la fatigue thermique pour les aciers inoxydables austénitiques. La deuxième partie s'intéresse à l'aspect thermo-hydraulique des zones de mélange. La troisième partie aborde la prise en compte des chargements propres aux zones de mélange et la propagation de réseaux de fissures.

En termes de recherche, ceci a contribué au développement important de différentes branches et disciplines scientifiques, mécanique de la rupture, fatigue, aéraulique, matériau, hydrodynamique...

Objectif de l'étude

Dans le cadre d'une recherche industrielle, en collaboration avec EDF et la Direction des Equipements sous Pression nucléaires, cette étude porte sur le premier volet du dossier DOMZOME. Elle a pour but de déterminer l'influence de certains paramètres pertinents sur la tenue en service de structures soudées en acier inoxydable 304L, soumises à un chargement thermique ($\Delta T \approx 100^\circ C$ en peau) et de pression (à grand nombre de cycles, environ 10^6 cycles).

Les principaux paramètres de l'étude sont :

- la présence de la soudure,
- le parachèvement de la soudure,

dans la mesure où ils interviennent pour l'état métallurgique, les états de surface et les contraintes résiduelles.

Le soudage est un moyen d'assemblage largement utilisé dans les structures métalliques. Il nécessite une attention particulière pour préserver l'intégrité des structures. Les soudures peuvent constituer un point faible car elles génèrent des modifications des états de surface (discontinuités géométriques et structurales) qui peuvent jouer un rôle sur la tenue en service des structures.

Dans le domaine des équipements sous pression de type chaudières nucléaires, les normalisations et réglementations en vigueur imposent le contrôle et la vérification des opérations de soudage et des structures soudées.

Des opérations de parachèvement comme l'arasage et le polissage sont souvent utilisées en préparation et/ou en finition. Elles peuvent générer des modifications des états de surface et de structure.

Les zones de soudure, arasées ou non, sont notamment le siège de contraintes résiduelles souvent très élevées, d'origine thermique, métallurgique et mécanique. Ces contraintes résiduelles, néfastes ou bénéfiques à la tenue en service des structures, peuvent jouer un rôle non négligeable dans l'endommagement des équipements.

Pour des raisons de sécurité et de fiabilité, et afin d'améliorer la tenue en service des structures, il est donc fondamental de maîtriser les différents phénomènes et modifications entraînés par les opérations de soudage et de parachèvement.

L'objectif de cette étude est de contribuer à la compréhension du phénomène complexe de la fatigue thermomécanique sur une structure tubulaire en acier inoxydable 304L, en présence de contraintes résiduelles dues aux opérations de soudage et de parachèvement type arasage.

Plan du mémoire

Ce mémoire est composé de quatre parties.

Il débute par une analyse bibliographique qui permet de faire le point sur le matériau, son comportement au soudage et en fatigue thermomécanique. Les contraintes résiduelles sont abordées par leur genèse, notamment lors des opérations de soudage et de parachèvement mécanique, leur relaxation mécanique ainsi que leurs méthodes de mesures.

La deuxième partie est consacrée à la démarche expérimentale. Elle présente les procédures et les moyens expérimentaux mis en place (techniques de caractérisation des matériaux, techniques d'obtention des maquettes, méthodes de détermination des contraintes résiduelles). La campagne d'essais de fatigue est détaillée, avec les paramètres de contrôle et d'arrêt des essais.

La troisième partie présente les principaux résultats expérimentaux obtenus sur des maquettes de géométrie annulaire, avec ou sans soudage, la soudure ayant été arasée ou non. La relaxation mécanique des contraintes résiduelles et le comportement en fatigue des maquettes sont étudiés dans cette partie. De plus, une étude spécifique est consacrée à la vitesse de propagation de fissure sur une maquette soudée.

Enfin la dernière partie est consacrée à l'analyse et la synthèse des résultats. Elle reprend les principaux résultats obtenus et les compare aux courbes de conception d'usage dans le domaine nucléaire. Les facteurs de correction sont définis pour permettre le passage éprouvette-structure.

Chapitre I : Etude bibliographique

I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Introduction

Notre étude porte principalement sur la tenue en service de structures tubulaires soudées sous chargement thermique et/ou mécanique. Les opérations de soudage et de parachèvement, associées au choix du matériau, jouent un rôle prépondérant dans les phénomènes observés. Cette étude bibliographique est décomposée en 3 principales parties.

Dans un premier temps, on introduira les notions principales nécessaires à la connaissance du matériau et de son comportement au soudage. En ressortiront les principales caractéristiques chimiques, métallurgiques et mécaniques pouvant influencer la tenue en service. La soudure influence la tenue en service par son mode d'élaboration, sa géométrie, ses défauts etc.

L'étude du rôle et de l'influence des états de surface et contraintes résiduelles font partie intégrante de cette étude. L'étude bibliographique abordera aussi bien la genèse des contraintes résiduelles que leurs modes de détermination expérimentale.

Les sollicitations étudiées sont de type cyclique, pouvant mener à une fatigue à plus ou moins grand nombre de cycles. Une partie bibliographique de ces phénomènes couplés au matériau étudié clôturera cette étude bibliographique.

I. 1. Présentation du matériau

Dans le domaine des équipements sous pression, et plus spécifiquement pour la production d'énergie électrique, on emploie couramment les aciers inoxydables austénitiques. Ces derniers présentent de très bonnes propriétés mécaniques couplées à une bonne résistance à la corrosion et à la fissuration sous contrainte.

Cette étude est réalisée avec la nuance d'acier inoxydable austénitique X2 Cr Ni 18-9 (AISI 304L). La composition chimique ainsi que les caractéristiques mécaniques de cette nuance d'acier sont données en fonction de la température dans les tableaux 1 à 3.

Désignation AISI	Désignation NF EN 10088-1	C	Mn	Si	P _{max}	S	Cr	Ni	N
304L	X2CrNi18-9	≤0,030	≤2,00	≤1,00	0,045	≤0,015	17,50 à 19,50	8,00 à 10,00	≤0,11

Tableau I.1: composition chimique à la coulée des tôles et bandes pour usage général [NF88]

Rp _{0,002} (MPa)	R _{p0,01} (MPa)	R _m (MPa)	Allongement (%)	Kv (J, > 10 mm ép.)	
				Long.	Tr.
200	240	500 à 650	45	90	60

Tableau I.2 : caractéristiques mécaniques à température ambiante des tôles et bandes [NF88]

Température (°C)	Rp0,002 (MPa)	Rp0,01 (Mpa)
100	147	181
150	132	162
200	118	147
250	108	137
300	100	127
350	94	121
400	89	116
450	85	112
500	81	109
550	80	108

Tableau I.3 : limites élastiques en fonction de la température des tôles et bandes [NF88]

Le Tableau I.4 reprend les principales grandeurs physiques des aciers inoxydables austénitiques en fonction de la température.

Température (°C)	Module de Young (MPa)	Module de Coulomb G (10 ³ MPa)	Coefficient de Poisson	Densité	Résistivité électrique ρ (μΩ.cm)	Coefficient de dilatation α (10 ⁻⁶ .°C ⁻¹)	Capacité thermique massique Cp (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Conductivité thermique λ (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)
-196	208000				55		136	
-184						13,3		
-129						13,9		
-78					65	14,8	408	
-18						15,7		
0				7,9				
20	193000	79	0,279		72		444	14,6
100	191000	75	0,284	7,9		16		15,9
200	183000	72	0,29		85	16,5	522	17,8
300	168000					17		18,8
400	148000	64	0,303		98	18	538	20,5
500	128000					18		21,5
600		54	0,316		111	18,5	547	23,0
800		50	0,329		120	19	564	25,1
1000			0,342			20		

Tableau I.4 : données physiques en fonction de la température pour les aciers inoxydables austénitiques [TIM32]

Propriétés et classement des aciers inoxydables austénitiques [NF88] [CAS68]

Pour rappel, le chrome et le nickel sont les principaux éléments alliés au fer, dans la composition des aciers inoxydables austénitiques. La structure de ces aciers est une austénite γ (phase gamma amagnétique) avec présence éventuelle d'une phase ferritique δ (delta) résiduelle. L'austénite métastable peut se transformer en martensite par déformation plastique et/ou refroidissement à basse température. La stabilité de l'austénite peut être augmentée par addition d'éléments gammagènes : carbone, nickel, manganèse, azote, cuivre...

Les aciers austénitiques possèdent une bonne résistance à la corrosion en général. Ils ne présentent pas de durcissement après traitement thermique ; leurs caractéristiques mécaniques peuvent être augmentées par addition d'azote ou par déformation à froid.

Ces aciers sont en général livrés à l'état hypereutecté : ils ont subi un réchauffage à environ 1050°C (mise en solution des carbures de chrome) puis un refroidissement rapide à l'air ou à l'eau (pour empêcher la précipitation des carbures de chrome).

Si les aciers sont refroidis lentement après traitement thermique ou soudage (par exemple pour les fortes épaisseurs), des carbures de chrome précipitent aux joints de grains dans un intervalle critique de température compris approximativement entre 600°C et 800°C. Ceci peut conduire à la corrosion intergranulaire au contact d'acides et d'autres milieux corrosifs.

Les aciers austénitiques ont une bonne soudabilité associée à une bonne résilience à basse température, et une bonne sécurité vis-à-vis du risque de rupture fragile, ce qui justifie leur emploi dans le domaine des équipements sous pression.

Selon la teneur en carbone et les éléments d'addition, les aciers austénitiques se classent de la façon suivante :

- aciers austénitiques sans molybdène : ces nuances sont très utilisées car elles assurent un bon compromis coût - résistance à la corrosion,
- aciers austénitiques au molybdène : le molybdène améliore la résistance à la corrosion par piqûres (en présence de chlorures),
- aciers austénitiques à très bas carbone : une teneur en carbone inférieure à 0,03% permet d'éviter la corrosion intergranulaire car le carbone reste en solution solide et ne se combine pas avec le chrome pour former des carbures de chrome,
- aciers austénitiques stabilisés : l'addition de titane et/ou niobium empêche la précipitation des carbures de chrome consécutive à une opération de traitement thermique et/ou à des procédés de soudage. Ces aciers présentent en outre de bonnes caractéristiques mécaniques jusqu'à 600°C,
- aciers super austénitiques : des teneurs enrichies en nickel et azote procurent une structure entièrement austénitique à ces aciers initialement enrichis en chrome et molybdène, ce qui leur confère une excellente résistance à la corrosion dans un environnement agressif.

En résumé, voici les principales propriétés des aciers inoxydables austénitiques :

- ductilité et résilience importantes, y compris à basse température,
- acier facilement écrouissable sans fragilité,
- pas de limite élastique,
- léger fluage à température ambiante,
- bonne résistance mécanique à chaud,
- bonne soudabilité,
- faible conductivité thermique,
- coefficient de dilatation élevé.

I. 2. Soudage des aciers inoxydables austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques sont particulièrement adaptés au soudage, ce qui justifie leur place prépondérante dans les constructions chaudronnées en acier inoxydable. D'une manière générale, le soudage des aciers austénitiques ne nécessite ni préchauffage, ni précaution de refroidissement, ou de traitement thermique ultérieur. En effet ces aciers étant austénitiques à toute température, ils ne manifestent pratiquement pas de transformation métallurgique lors du soudage, et les propriétés mécaniques des joints sont comparables à celles du métal de base.

I. 2. 1. Structure d'une soudure en acier inoxydable austénitique

D'une façon générale, les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages dont la teneur en nickel est suffisante pour qu'ils soient purement austénitiques en-dessous d'environ 1050°C. Toutefois les soudures de ces aciers possèdent généralement, après refroidissement jusqu'à la température ambiante, une structure mixte austénite-ferrite différente de la structure entièrement austénitique du métal hypereffé.

Le diagramme fer-chrome-nickel de la Figure I.1 nous montre qu'au-delà de cette température, la structure traverse un domaine dans lequel la ferrite delta existe en proportion importante. La régression de cette ferrite en austénite n'est complète que si le refroidissement est assez lent pour que le métal séjourne un certain temps dans le domaine de température où cette régression est rapide.

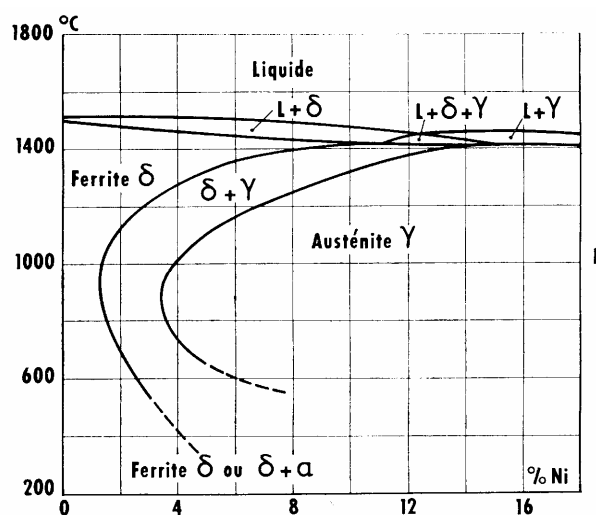


Figure I.1 : coupe verticale à 18% de chrome du diagramme d'alliages Fe-Cr-Ni à très bas carbone [CAS68]

Dans le cas des soudures, le refroidissement est relativement rapide ; il peut donc subsister à la température ambiante une quantité de ferrite résiduelle qui est l'image de la

proportion plus élevée qui existait à haute température. Cette teneur en ferrite résiduelle dépend de la composition du métal d'apport. Elle est d'autant plus importante que le refroidissement est plus rapide dans le domaine de température supérieur à 1250°C.

La structure d'une soudure après refroidissement complet dépend de la quantité de ferrite qui existait à température très élevée, et par conséquent des proportions relatives en éléments gammagènes et alphagènes.

La présence d'éléments gammagènes élargit le domaine d'existence de l'austénite (carbone, nickel, azote, manganèse, cuivre), et les éléments alphagènes le domaine d'existence de la ferrite (chrome, silicium, molybdène, tungstène, titane et niobium).

L'austénite est plus riche en éléments gammagènes et la ferrite en éléments alphagènes.

Le diagramme de Schaeffler (Figure I.2) rassemble des données sur l'influence quantitative de ces éléments sur la structure, et en particulier sur la proportion de ferrite dans la soudure.

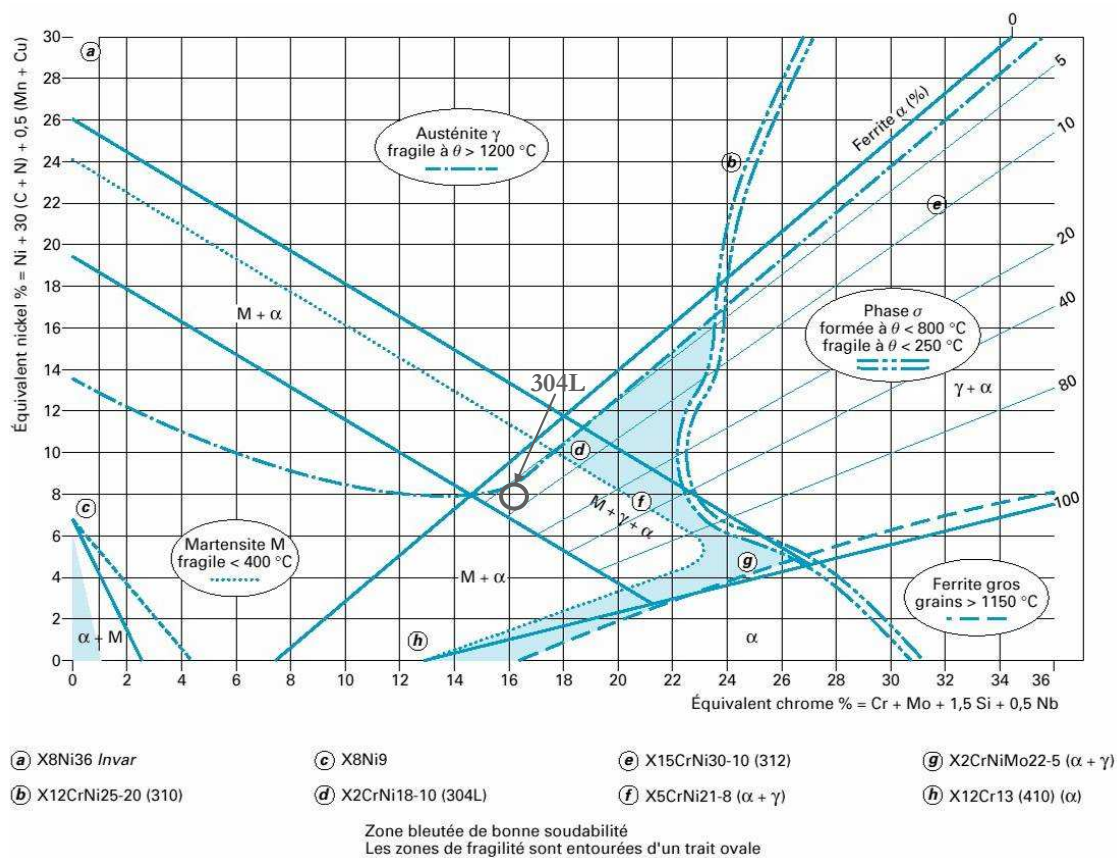


Figure I.2 : zones de fragilité au soudage des aciers inoxydables - diagramme de Schaeffler [TIM41]

En ordonnée, on porte l'"équivalent nickel" représentatif des éléments gammagènes, et en abscisse l'"équivalent chrome", représentatif des éléments alphagènes. La position du point représentatif ainsi défini permet de prévoir la structure du métal déposé et sa teneur en ferrite.

Les aciers inoxydables austénitiques correspondent à la zone où l'équivalent nickel est supérieur à 8% et l'équivalent chrome supérieur à 16%.

1. 2. 2. Problèmes rencontrés lors du soudage des aciers austénitiques

Malgré leur bonne adaptation au soudage, des endommagements peuvent apparaître lors des opérations de soudage des aciers inoxydables austénitiques [CAS68] [MAN77].

Fissuration à chaud

Les aciers inoxydables austénitiques sont particulièrement sensibles au problème de fissuration à chaud. Les contraintes de soudage sont plus importantes pour ces aciers qui ont un plus grand coefficient de dilatation thermique et une plus grande résistance mécanique à chaud.

Cette fissuration s'initie au joint cristallin de la structure de solidification, pendant le refroidissement de la soudure, à des températures supérieures à 1200°C, suite à des phénomènes de ségrégation.

La ségrégation est un phénomène d'hétérogénéité chimique intervenant lors du refroidissement des soudures (enrichissement des joints cristallins en éléments d'alliage et impuretés). Le métal fondu a alors une structure de solidification dendritique. La ségrégation entraîne la présence d'un film interdendritique à bas point de fusion (enrichi en éléments abaissant la température de solidification) qui prive la structure de cohésion lors de l'apparition des contraintes de retrait au refroidissement.

Pour éviter cette fissuration à chaud, il faut veiller à limiter les teneurs en éléments nuisibles et choisir un métal d'apport à tendance ferritique suffisante (1 à 8%).

En effet les éléments d'addition néfastes et les impuretés sont plus solubles dans la ferrite, ainsi la formation d'un film interdendritique à bas point de fusion peut être évitée.

De plus à haute température, la ferrite est moins résistante que l'austénite et permet la relaxation des contraintes de retrait.

Enfin la structure austéno-ferritique est plus fine qu'une structure austénitique basaltique grossière. Plus la structure contient de joints de grains, moins il y a de risques de formation de films continus et fusibles.

Formation de soufflures dans le cordon

Comme c'est le cas pour tous les métaux, il existe des conditions susceptibles de favoriser la formation de soufflures dans les cordons de soudure en acier inoxydable austénitique. L'oxygène, et surtout l'hydrogène, en sont les principaux responsables, du fait de leur plus grande solubilité dans le métal liquide que dans le métal solidifié.

La mise en œuvre nécessite donc de protéger les bains de soudure de l'air ambiant et de l'humidité, à l'endroit et à l'envers, de décalaminer les bords à souder avant la fusion, et de n'utiliser des protections que modérément chargées en hydrogène.

Fragilisation par formation de composés intermétalliques du type sigma

Les aciers inoxydables austénitiques ont une bonne résistance mécanique à chaud. Toutefois dans des domaines de température d'utilisation élevée, des composés intermétalliques de type sigma sont susceptibles de s'y former, ainsi que dans leurs soudures. On les nomme "phase sigma" bien qu'ils puissent contenir des proportions notables d'autres éléments que le fer et le chrome.

Les phases sigma sont dures et fragiles ; leur apparition en quantité importante a pour effet de diminuer la ductilité du métal, c'est-à-dire son allongement et sa résilience, et d'augmenter sa dureté. On cherche donc à limiter l'apparition des phases sigma dans les aciers austénitiques et leurs soudures.

Ces composés se forment dans une soudure en acier austénitique dans des conditions thermiques, analytiques et structurales précises.

Les conditions thermiques sont un maintien de la structure pendant une longue durée dans un domaine de température compris entre 600 et 900°C. Les conditions analytiques sont la présence dans l'acier d'éléments alphas en proportion importante tels que le chrome.

Enfin la structure particulière des soudures peut faciliter la formation de composés intermétalliques dans des aciers de composition telle que ces composés n'apparaîtraient pas dans le même alliage forgé et hypereffort. La ségrégation à la solidification peut élever localement la concentration en éléments alphas, et rendre possible la formation de composés intermétalliques de type sigma sans nécessiter une longue diffusion. Ceci est particulièrement vrai dans les soudures austéno-ferritiques, car la ferrite delta est plus riche en éléments alphas que l'austénite. De plus les vitesses de diffusion sont plus élevées dans la ferrite que dans l'austénite.

La corrosion

Les soudures en aciers inoxydables austénitiques sont susceptibles de subir plusieurs types de corrosion : la corrosion galvanique, la corrosion intergranulaire et la corrosion sous tension.

La corrosion galvanique se rencontre en milieu humide qui joue le rôle d'électrolyte : si le métal fondu (surface faible) est anodique par rapport au métal de base (en raison d'une composition ou d'une structure différentes), l'ensemble forme un couple galvanique et la soudure peut se dissoudre électrochimiquement. Pour empêcher la formation de pile, il faut utiliser un métal d'apport légèrement plus riche en chrome pour compenser l'influence éventuelle de la différence de structure.

La corrosion inter cristalline ou intergranulaire s'explique par le mécanisme suivant : le carbone contenu dans les aciers inoxydables austénitiques hypereutectiques est maintenu en solution instable aux températures inférieures à 900°C environ. Lorsque ces aciers sont réchauffés ensuite dans un domaine de température compris entre 500 et 800°C (traitement de sensibilisation), il peut se produire une précipitation intergranulaire de carbures de chrome, qui entraîne un appauvrissement en chrome des zones adjacentes aux joints de grains. Cet appauvrissement local peut conduire à une diminution importante de la résistance à la corrosion, en particulier dans des milieux acides. Il entraîne le déchaussement des grains du métal et sa désagrégation rapide.

Dans un assemblage soudé, il existe une zone située à une certaine distance du cordon qui a été portée dans le domaine de température où la sensibilisation a lieu. Entre cette zone et le métal fondu se trouve une région portée à des températures élevées où les carbures ne précipitent pas et/ou la diffusion est assez rapide pour que l'appauvrissement local ne se produise pas.

La corrosion inter cristalline des assemblages soudés peut être évitée de plusieurs façons :

- avec un traitement de stabilisation (pour la structure entière) à une température comprise entre 900 et 1150°C, suivi d'un refroidissement rapide à l'air ou à l'eau. Ce traitement, appelé hypereutectique, a pour effet de remettre en solution les carbures précipités et d'éviter toute précipitation ultérieure,

- avec l'emploi d'aciers inoxydables austénitiques dont la teneur en carbone est assez faible (<0,03% pour une nuance 18-10) pour que les carbures ne précipitent pas en quantité suffisante pour rendre la sensibilisation possible pendant le soudage,

- un dernier moyen consiste à utiliser des aciers inoxydables austénitiques à teneur en carbone moyenne ou basse, stabilisée par ajout de titane ou de niobium. Ces deux éléments ont la propriété de former à température élevée des carbures peu solubles. Si ces composants sont présents dans le métal en quantité suffisante, la majeure partie du carbone se trouve fixée sous forme de carbures ou carbo-nitrides de titane ou niobium. Alors cet élément n'est plus disponible pour former des carbures de chrome dans le domaine de température où la sensibilisation des aciers non-stabilisés se produit.

La corrosion sous contrainte est un type de corrosion qui peut affecter les aciers inoxydables austénitiques soumis simultanément à une contrainte de traction et à une attaque par des solutions chlorurées. Ce type de corrosion est transgranulaire et peut conduire à la destruction rapide du métal par fissuration, sans perte sensible de matière.

Ce type de corrosion n'est pas spécifique des assemblages soudés, mais la soudure peut jouer un rôle indirect en créant des contraintes résiduelles qui augmentent le risque en s'ajoutant aux contraintes de service, ou en créant une zone dont le comportement vis-à-vis de la corrosion sous tension est différent de celui du métal de base.

L'état de surface peut jouer un rôle important : le sablage ou le grenailage, par exemple, améliore la résistance par création en surface de contraintes de compression. A l'inverse, les

procédés de finition des produits susceptibles de faire apparaître des contraintes de tension peuvent participer au phénomène de corrosion sous contrainte.

La structure du métal joue aussi un rôle important. Les métaux austéno-ferritiques résistent mieux que les austénites pures. On constate par exemple une amélioration lorsqu'une proportion importante d'austénite a été transformée en martensite par écrouissage. Les soudures en acier à 18% de chrome et 10% de nickel sont un autre exemple : pourvu qu'elles contiennent une quantité de ferrite assez importante, elles résistent mieux à la corrosion sous tension que le métal de base.

La contrainte limite de fissuration étant directement proportionnelle à la limite élastique, tout ce qui améliore les caractéristiques mécaniques peut amener une amélioration de la tenue à la fissuration sous contrainte. Dans les exemples cités ci-dessus, la ferrite et/ou la martensite issue de l'austénite écrouie jouent ce rôle et permettent d'augmenter cette contrainte limite.

I. 3. Comportement en fatigue

Les structures qui font l'objet de cette étude sont soumises à des chargements cycliques de types mécanique et thermique. A ces chargements de service s'ajoutent des champs de contraintes initiales provenant de la fabrication et des procédés d'assemblage.

La fatigue thermique et thermomécanique fait l'objet d'une bibliographie relativement abondante. Dans ce qui suit, on rappellera les principes de base nécessaires à la compréhension de cette étude et on reviendra sur quelques résultats dans le domaine.

I. 3. 1. Représentation du comportement en fatigue

Généralités

Le comportement en fatigue d'un matériau peut être représenté par la courbe de Wöhler (courbe S-N) exprimant l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles à rupture N. Cette courbe présente 3 zones distinctes (Figure I.3) :

- la zone AB, dite zone de fatigue oligocyclique, caractérisée par des déformations plastiques et une durée de vie faible,
- la zone BC, dite zone de fatigue limitée, caractérisée par une augmentation de la durée de vie avec la diminution de l'amplitude de contrainte,
- la zone CD, dite zone de fatigue illimitée où des niveaux de contraintes inférieurs à la limite de fatigue n'engendrent jamais de rupture.

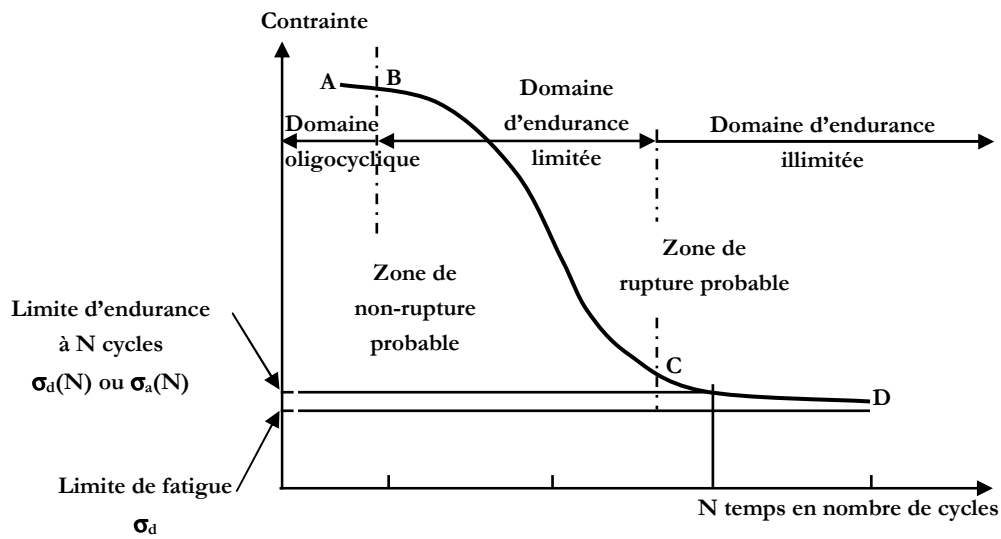


Figure I.3 : courbe de Wöhler théorique

Dans le domaine de la fatigue limitée, la courbe S-N à température ambiante peut être représentée par la relation de Bastenaire :

$$\sigma_a = BN^{-1/2} + \sigma_d$$

- où
- B est un coefficient dépendant du matériau,
 - σ_a l'amplitude de contrainte appliquée,
 - N le nombre de cycles à rupture,
 - σ_d une constante équivalente à la limite de fatigue.

L'effet de contrainte moyenne n'étant pas pris en compte par cette formule, il est possible d'appliquer un coefficient correcteur qui permet de réduire la contrainte admissible en cas de contrainte moyenne non-nulle.

Les courbes S-N de la Figure I.4 et de la Figure I.5 ont été établies par Jaske et O'Donnell en 1977, en réunissant les résultats expérimentaux d'essais de fatigue réalisés uniquement sur des éprouvettes lisses et sans défauts, menées jusqu'à rupture [JAS77].

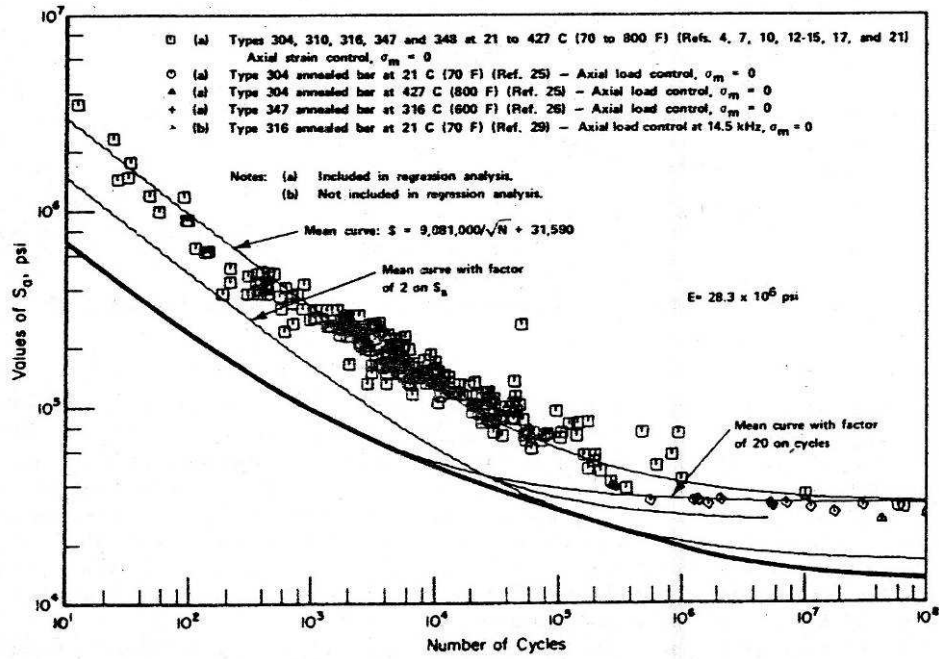


Figure I.4 : courbes de fatigue pour aciers inoxydables austénitiques de types 304, 310, 316, 347 et 348 [JAS77]

La Figure I.4 reprend les résultats d'essais menés dans différentes conditions de chargement (contrainte ou déformation imposée), toujours à un niveau de chargement moyen nul.

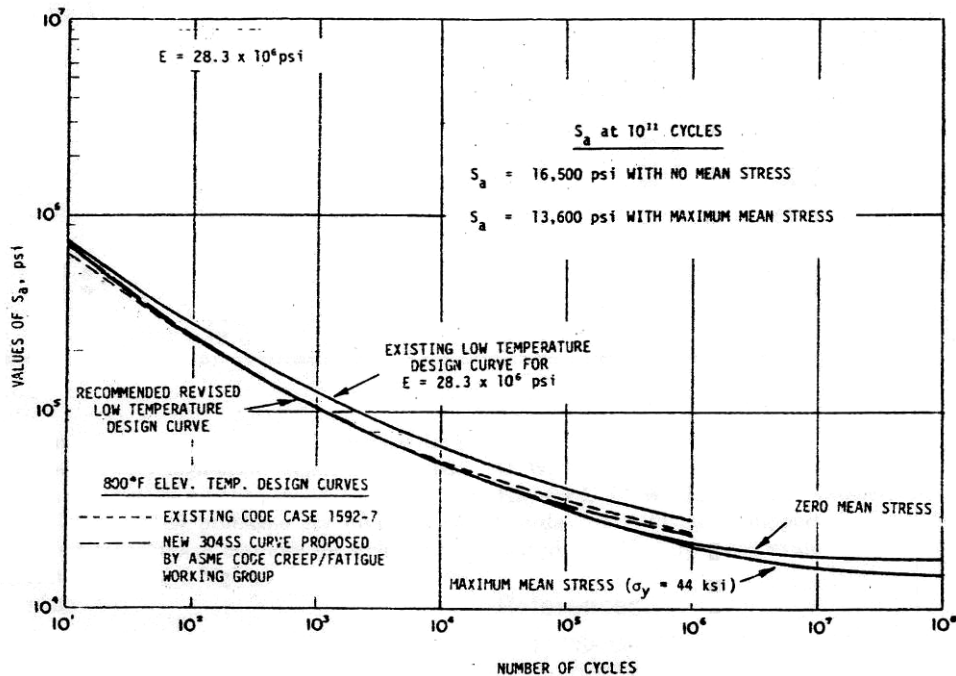


Figure I.5 : courbes de fatigue - design pour aciers inoxydables austénitiques, alliages 800 et alliages 600 nickel-chrome-fer [JAS77]

La Figure I.5 reprend les résultats d'essais et les courbes de conception pour des aciers inoxydables austénitiques et autres alliages nickel-chrome-fer, avec une contrainte moyenne nulle et une contrainte moyenne maximale, égale à la limite élastique. Cette limite est estimée à environ 300 MPa dans ces travaux.

Les résultats des essais à grand nombre de cycles ont été juxtaposés aux résultats des essais entre 10^3 et 10^6 cycles, réalisés à déformation imposée et sans tenir compte des effets de contraintes moyennes.

Pour les aciers austénitiques, cette courbe moyenne, calculée par régression linéaire (pour une contrainte moyenne $\sigma_m=0$), a pour équation :

$$\sigma_a = 62628.N^{-0.5} + 218 \text{ (en MPa)}$$

D'un point de vue pratique, on établit à partir des courbes S-N les courbes de design. Ces courbes sont à la base de critères de conception préconisés dans les codes tels que le "boiler and pressure vessel code" de l'ASME aux Etats-Unis, et le recueil des Règles de Conception et de Construction des Matériels Mécaniques (RCC-M) dans l'ingénierie nucléaire en France.

Ces règles de conception ont pour objectif de garantir une sécurité maximale et de mettre la structure à l'abri de tout incident.

Pour exemple, dans le cas des aciers inoxydables austénitiques, la courbe de design est établie en appliquant à la courbe moyenne de fatigue [RCC02] :

- un facteur 20 sur les nombres de cycles faibles,
- un facteur 2 sur l'amplitude de contrainte pour les durées de vie plus élevées.

Ces coefficients réducteurs prennent en compte en partie l'effet de contrainte moyenne maximale et différents facteurs d'influence comme les effets d'échelle, l'état de surface, l'environnement etc.

Les courbes de fatigue et de design utilisées aujourd'hui pour l'acier inoxydable 304L donnent l'amplitude de déformation en fonction de la durée de vie en cycles (Figure I.6). Ces courbes ont été établies par différents laboratoires (le Argonne National Laboratory et le Bettis Atomic Power Laboratory), à partir d'essais réalisés sur éprouvettes lisses, à rapport de charge $R=-1$, en environnement air et à température ambiante. On les retrouve dans différents codes et règles [ASM07] [RCC02] [NRC06].

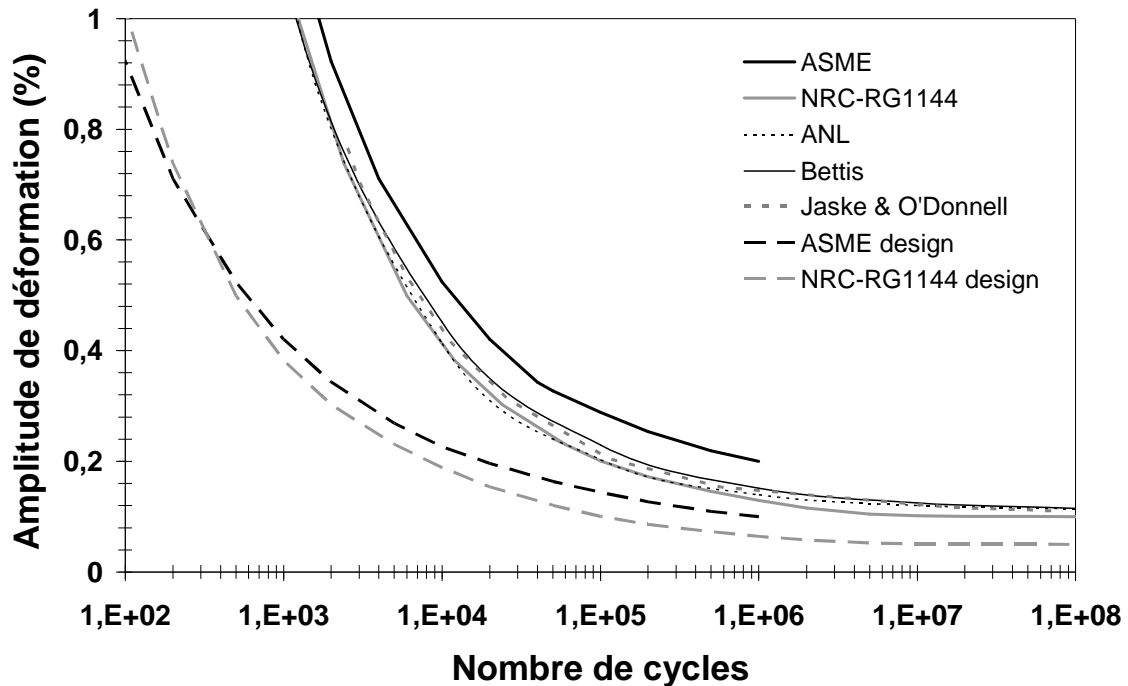


Figure I.6 : courbes de fatigue pour l'acier 304L ($R=-1$)

Spécificités de l'acier 304L

Pour cet acier, une synthèse de résultats expérimentaux est parue en 2007 [LED07]. Cette étude, menée par AREVA NP et l'ENSMA Poitiers, est basée sur un programme d'essais de fatigue uniaxiale ($R=-1$), à l'air, à 20°C et 150°C, en contrôle de contrainte ou de déformation, et a pour objectif d'étudier les effets :

- des conditions de chargement (contrôle en contrainte ou en déformation) sur le comportement en fatigue et la durée de vie,
- de la contrainte moyenne et de l'état de surface sur la limite d'endurance.
- de l'endommagement en fatigue oligocyclique et de l'état de surface sur la limite d'endurance.

Parmi les résultats de cette étude, la Figure I.7 représente l'amplitude de contrainte en fonction de l'amplitude de déformation. Les résultats sont comparés aux lois de comportement cyclique de l'acier inoxydable 304L établies expérimentalement par l'ANL [CHO99] et le laboratoire Bettis [LEA99].

On constate un comportement élastique linéaire à température ambiante pour une amplitude de contrainte ou de déformation inférieure à 200 MPa ou 0,1%. A 150°C, l'amplitude de contrainte doit être inférieure à 150 MPa. Les essais de fatigue ont aussi montré que les conditions de chargement à contrainte ou à déformation imposée donnent les mêmes résultats au niveau des lois de comportement cyclique.

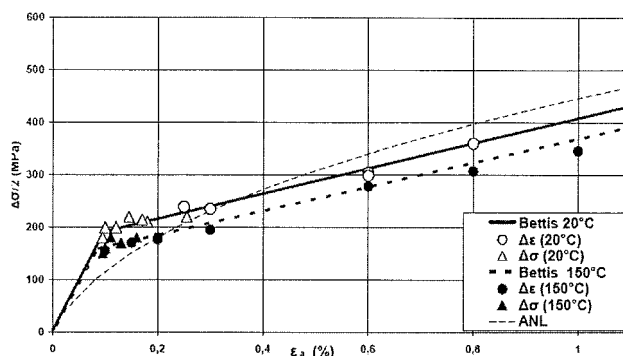


Figure I.7 : comparaison de lois de comportement cyclique de l'acier 304L [LED07]

Les résultats en durée de vie ont également été comparés à des courbes S-N (Figure I.8) publiées au Japon (Tsutsumi) et aux Etats-Unis (ANL). Les auteurs n'ont pas constaté de différence significative entre les essais à contrainte ou à déformation imposée.

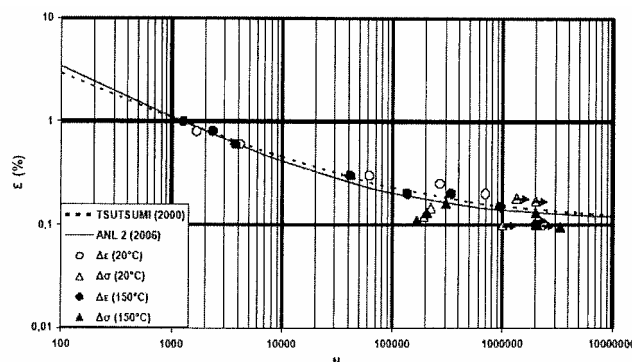


Figure I.8 : résultats d'essais de fatigue sur courbes de fatigue expérimentales [LED07]

Certaines éprouvettes ayant été testées avec une contrainte ou une déformation moyenne non-nulle, on constate que la contrainte moyenne semble avoir un effet néfaste en fatigue à grand nombre de cycles : les résultats sont sous la courbe moyenne. Par contre, ni la température, ni l'application d'une déformation moyenne en déformation imposée ne semblent avoir d'influence sur les résultats de durée de vie [LED07].

I. 3. 2. Comportement en fatigue isotherme de joints soudés

L'état de l'art actuel fait ressortir un grand nombre d'études [MON03] [YOS00] [VAL95] [VAL92] [CAI88] sur le comportement en fatigue des joints soudés en acier inoxydable austénitique dans le domaine oligocyclique, la plupart du temps à température ambiante et/ou à des températures de l'ordre de 500 à 600°C.

Dans les applications industrielles, on cherche de plus en plus à étudier la fatigue à grand nombre de cycles de ces composants soudés.

Souvent l'étude de référence porte sur le métal de base, et des études spécifiques sont menées sur des éprouvettes cylindriques prélevées dans le métal d'apport de la soudure et le joint soudé complet (métal de base, métal d'apport et ZAT, voir Figure I.9). Les différents résultats sont corrélés avec ceux du métal de base. Le taux de déformation dans ces études varie de 0,25 à 1,5%. La plupart des joints soudés sont obtenus à partir de plaques (excepté [MON03] qui étudie des tubes soudés bout à bout), avec des chanfreins en X.

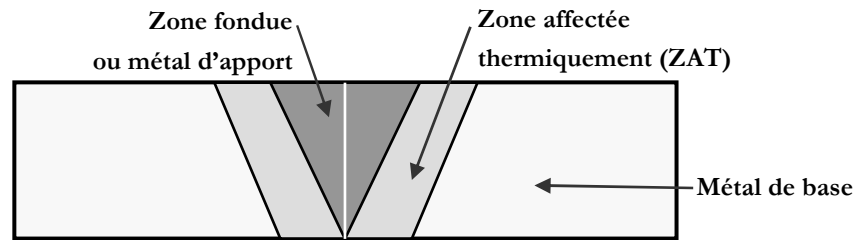


Figure I.9 : profil d'un cordon de soudure

Les essais de fatigue montrent que les durées de vie du métal de base et du métal d'apport sont relativement similaires, mais toutes deux supérieures à la durée de vie du joint soudé (environ 1 000 cycles pour un taux de déformation de 0,4%).

Plusieurs éléments caractéristiques du joint soudé permettent aux auteurs d'expliquer ce phénomène. Parmi ceux-ci on peut citer le nombre, la taille, l'orientation des phases précipitées (ferrite delta ou phases sigma) ainsi que la finesse de la structure.

En effet, la fragilisation des joints soudés par formation de composés intermétalliques de type sigma est un problème connu [CAS68]. Les phases sigma se forment à partir de la ferrite delta qu'on peut trouver en petite quantité dans le métal d'apport de la soudure, dans des conditions de maintien de longue durée à une température généralement comprise entre 600 et 900°C (condition remplie lors du soudage). La formation des phases sigma est donc favorisée par la présence d'éléments alphagènes, présents dans la ferrite delta. Ces phases sigma ont une dureté élevée, un allongement et une résilience faible, ce qui affaiblit la structure si elles forment un réseau susceptible de devenir un chemin de rupture.

Divers auteurs [YOS00] [VAL95] [VAL92] [CAI88] ont constaté que les phases sigma précipitées aux joints des inclusions de ferrite delta sont des sites d'amorçage des fissures de fatigue oligocyclique.

La ferrite delta et les phases sigma précipitées, présentes dans les plaques épaisses de par le mode de fabrication (laminage), forment des inclusions orientées dans le sens de laminage. Ces inclusions sont à l'origine d'une fissuration très rapide quand elles sont orientées perpendiculairement au chargement. Sinon ces inclusions peuvent donner naissance à un réseau aléatoire de fissures dans la matrice austénitique.

Ce phénomène est très néfaste quand les inclusions sont orientées perpendiculairement au chargement, mais peuvent avoir un effet bénéfique quand elles sont parallèles au chargement [VAL95] [VAL92]. Dans le premier cas, la fissure de fatigue apparaît très tôt à la surface d'une inclusion et grandit par bond, par coalescence avec d'autres fissures. Dans le second cas, les fissures pré-existantes retardent la propagation de la fissure principale (elles sont perpendiculaires à celle-ci).

Le chargement est moins endommageant à haute température car celle-ci entraîne une remise en solution partielle des précipités fragiles dans le matériau.

De plus si la microstructure ferrite delta-austénite est fine, les phases sigma formées aux joints de grains offrent une meilleure résistance à la propagation des fissures en se mettant sur le chemin de fissuration transgranulaire. Une structure fine, avec des grains plus petits et donc plus de joints de grains, présente plus d'obstacle à la propagation des fissures.

De ce fait la ZAT, qui présente une structure à gros grains, offre peu de résistance à la propagation des fissures, ce qui réduit la durée de vie du joint soudé.

1.3.3. Comportement en fatigue thermique de joints soudés

L'analyse de l'incident de la centrale de Civaux, en 1998, a mis en évidence un problème de fatigue thermique des aciers inoxydables austénitiques (fissure apparue dans une zone de mélange des fluides et proche d'une soudure). Les études sur cette thématique sont donc abondantes depuis que l'autorité de sûreté nucléaire française a demandé l'instruction d'un dossier sur les DOMMages des ZOnes de MElange (dossier nommé DOMZOME).

Pour mieux comprendre les phénomènes, les études liées à ce dossier ont été réparties en fonction de plusieurs paramètres d'étude, et entre divers organismes (EDF, CEA, FRAMATOME), universités et écoles [EDF04]. Les principales études menées abordent les points suivants :

- le chargement appliqué au coude (essai FATHER),
- l'influence de l'état de surface et de la soudure (essais INTHERPOL et SPLASH),
- les critères d'amorçage et de propagation des fissures (essai FAT3D).

Ces études seront présentées succinctement, ainsi que leurs résultats, dans la suite de l'étude bibliographique.

Essai FATHER (mené par CEA-EDF-FRAMATOME)

Lors de l'incident de Civaux, la fissuration s'est produite dans une zone de mélange de fluides de températures différentes. Dans ces zones régnait un gradient thermique important, qui peut participer à l'explication du phénomène.

L'expérience FATHER [CEA06] fait partie du programme d'étude de l'endommagement par fatigue thermique à grand nombre de cycles. Elle a pour objectif de développer la

connaissance des écoulements turbulents à grand écart de température existant dans les tés de mélange et leur action sur l'endommagement des structures.

L'étude expérimentale est réalisée à partir de deux maquettes de té instrumentées, de diamètre 6", en acier 304L (Figure I.10). L'une sert pour les essais thermohydrauliques (mesures du champ thermique et des flux...), l'autre pour les essais d'endurance (mesure du temps d'apparition de l'endommagement).

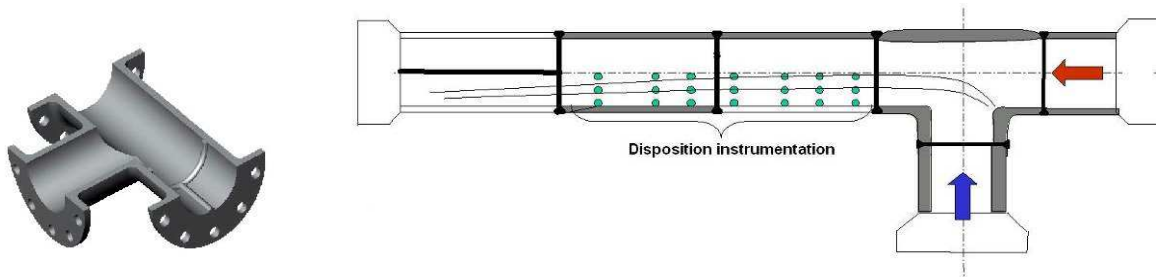


Figure I.10 : structure des essais FATHER [EDF04]

L'analyse mécanique [EDF04] montre que seuls les chargements à basse fréquence (entre 0,1 et 5 Hz) peuvent conduire à une propagation rapide.

L'intérêt de cet essai vient du fait que le chargement et la structure d'essai sont parfaitement représentatifs des composants réels, mais les chargements sont complexes, multi-fréquentiels et d'amplitude variable, donc très difficiles à modéliser et à interpréter.

Essai INTHERPOL (mené par EDF)

Le banc d'essai INTHERPOL (INstallation de fatigue THERmique POLycyclique) a pour objectif d'apporter des éléments de validation pour la méthode d'analyse de l'endommagement par fatigue thermique sur structure. Il permet également d'étudier l'amorçage et l'évolution d'une fissure en zone singulière ou d'un réseau de fissures.

Le dispositif INTHERPOL fonctionne selon le principe suivant : la maquette d'essai est un tube dont deux secteurs seulement sont testés (Figure I.11).

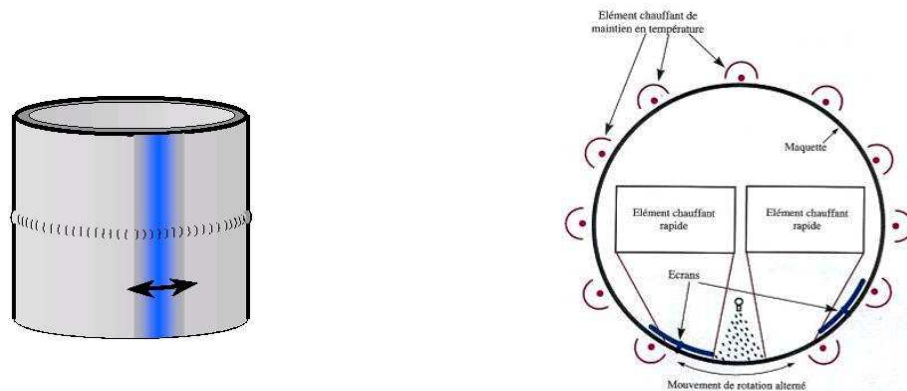


Figure I.11 : principe des essais INTHERPOL [EDF04]

Toute la maquette est chauffée (entre 185 et 320°C) par des éléments chauffants (résistances) externes au tube, tandis que deux secteurs internes sont alternativement soit chauffés par lampes infrarouges, soit refroidis par jets d'eau. Les lampes à infrarouge et les jets d'eau étant fixés, c'est la maquette qui tourne autour de son axe. Le mouvement de rotation est alterné (entre 0,125 et 0,3 Hz) pour présenter tour à tour chacun des deux secteurs testés devant les éléments chauffants ou les jets d'eau.

Ce dispositif a pour avantage d'utiliser un chargement thermique surfacique mono-fréquentiel et d'amplitude constante. La maquette permet aussi de faire varier l'état de surface et d'ajouter des joints soudés.

Cette étude est en cours de réalisation, elle devrait à terme permettre d'obtenir des éléments quantitatifs pour la prise en compte de l'état de surface dans la définition d'un critère de fatigue.

Essai SPLASH (mené par le CEA)

Le dispositif SPLASH est dédié à la reproduction en laboratoire des conditions d'apparition et de développement de réseaux de fatigue thermique de même type que ceux observés dans les zones de mélange des Réacteurs à Eau Pressurisée.

Le principe est le suivant : l'éprouvette, de type prismatique, est chauffée de façon continue par effet Joule jusqu'à la température T_{max} . Localement elle est refroidie cycliquement par projection d'un brouillard d'eau sur les deux faces latérales, jusqu'à une température surfacique T_{min} (Figure I.12).

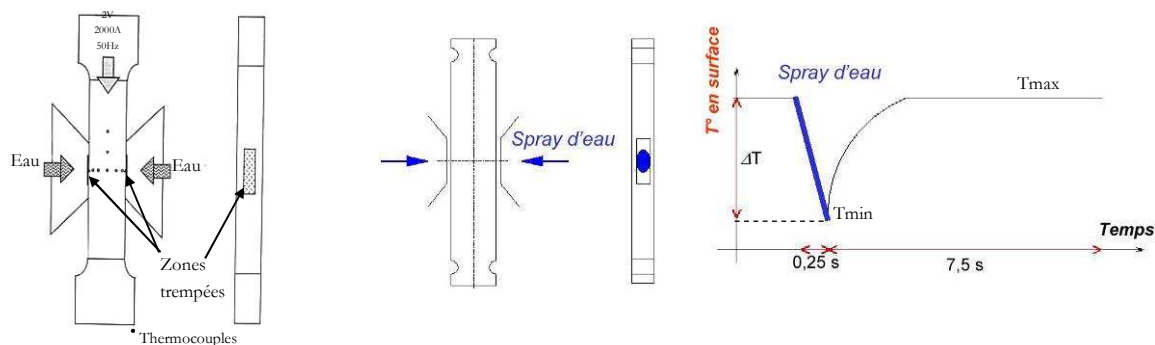


Figure I.12 : principe des essais SPLASH [EDF04]

L'éprouvette est maintenue en place au niveau des têtes, mais non bridée. Deux fenêtres de trempes, sur deux faces latérales opposées, sont refroidies simultanément et cycliquement par aspersion par un mélange d'eau distillée et d'air comprimé. La zone de trempes est définie comme la portion de surface de l'éprouvette qui est impactée par le mélange eau distillée/air comprimé. Un gradient s'établit d'une part en profondeur, entre les faces refroidies et le cœur qui reste à température constante, d'autre part en surface, entre la zone de trempes et la zone qui l'entoure.

Ainsi le chargement est uniquement thermique, mono-fréquentiel, d'amplitude constante et le chauffage est volumique. Cependant l'éprouvette est peu représentative d'une structure réelle.

Ce dispositif a mis en évidence l'influence de la morphologie du réseau de fissuration sur la vitesse de propagation des fissures [MAI03]-[MAI05] : l'effet d'écran exercé par le réseau est d'autant plus important que ce dernier est dense.

Essai FAT3D (mené par OCDE-NEA-CEA)

Afin de caractériser l'amorçage et la propagation de fissures par fatigue thermique, il est nécessaire d'utiliser certains critères validés à partir de résultats expérimentaux. Les critères d'amorçage et de propagation exigent de connaître parfaitement le champ de contraintes dans la pièce pour prédire de la manière la plus précise possible l'endommagement. L'essai FAT3D, simple à modéliser, a été développé dans ce sens.

La campagne FAT3D porte donc sur des essais d'amorçage et de propagation de fissures en fatigue thermique. L'objectif est d'étudier une maquette de géométrie simple en 3D, soumise à un chargement thermique facilement modélisable numériquement (Figure I.13). Les conditions d'essai ont été choisies de sorte que l'amorçage se produise en un temps raisonnable (3 mois).

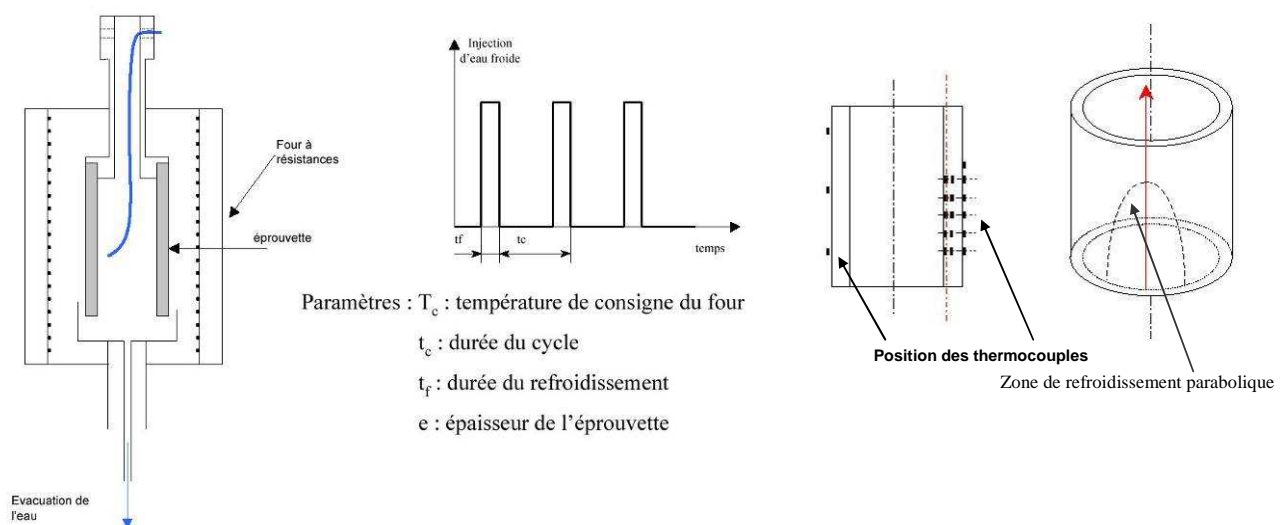


Figure I.13 : principe des essais FAT3D [EDF04]

Ces essais sont réalisés sur des tubes, avec et sans soudure, en acier 316L, d'épaisseur $e=6,7$ mm. La température du four T_c est de 650 °C, la durée du cycle thermique t_c de 190 s et la durée de refroidissement t_f est de 15 s.

Ces essais ont montré une diminution de la durée de vie jusqu'à l'amorçage d'un facteur d'environ $1,5$ par rapport à un essai sans soudure. Ils ont également mis en évidence l'importance de l'orientation de la soudure par rapport à la sollicitation thermique et ont permis d'évaluer différents critères de prédiction de durée de vie en fatigue thermique [ANC05] [ANC07].

Ces quatre études ont mobilisé des moyens d'investigation importants et coûteux, et montrent la complexité des problèmes de fatigue thermomécanique.

I. 4. Contraintes résiduelles

L'étude bibliographique montre l'influence importante du niveau de contraintes sur la tenue en service des structures soudées. Ce niveau de contraintes peut être la superposition d'un état initial ou résiduel et d'un état de service. Pour cette étude, on cherche à faire ressortir la part due aux contraintes résiduelles qui, dans certains cas, sont de traction et d'un niveau supérieur à la limite élastique du matériau, ce qui peut expliquer ou participer à certains phénomènes de fissuration rapide ou à faible nombre de cycles.

Après une définition des contraintes résiduelles, on abordera leurs origines ainsi que les méthodes de leur détermination. On s'intéressera plus particulièrement aux contraintes résiduelles associées au soudage et au parachèvement.

I. 4. 1. Définition [LU91] [BLE03]

Les sollicitations externes auxquelles sont soumises les pièces provoquent des déformations plus ou moins importantes. Selon le niveau et la nature de ces sollicitations, les déformations peuvent être :

- réversibles (élastiques),
- irréversibles (plastiques).

A l'échelle macroscopique, le matériau reste continu et les déformations vérifient les équations de compatibilité de la mécanique des milieux continus. En effet le matériau contient un grand nombre de discontinuités telles que les joints de grain, les porosités et à l'échelle microscopique, les dislocations, les lacunes... qui, à un moment donné, arrêtent la progression des déformations. Ces déformations élastiques, bloquées et présentes en grand nombre, génèrent des contraintes résiduelles.

On définit donc les contraintes résiduelles comme des contraintes multiaxiales statiques, en équilibre mécanique, existant dans un système isolé, de température uniforme et non soumis à des chargements extérieurs. Lorsque le matériau est soumis à des sollicitations extérieures, les contraintes appliquées au matériau (contraintes de service) viennent se superposer aux contraintes résiduelles initiales dans celui-ci.

On distingue plusieurs types de contraintes résiduelles, suivant la dimension des volumes dans lesquels elles se manifestent :

- les contraintes du premier ordre qui provoquent des déformations dans la pièce à l'échelle macroscopique, elles sont égales à la moyenne des contraintes du deuxième ordre sur un grand nombre de grains,

- les contraintes du deuxième ordre qui entraînent des déformations à l'échelle du grain, elles sont égales à la moyenne des contraintes du troisième ordre sur un grain et sont dues aux désorientations cristallines entre chaque grain. Lors d'une sollicitation mécanique, certains cristaux, défavorablement orientés, plastifient, alors que d'autres restent élastiques. Après suppression de la charge, les cristaux déformés élastiquement ne peuvent retrouver leur forme initiale, la déformation dans les cristaux voisins les en empêchent. Il se crée alors des incompatibilités géométriques et des contraintes résiduelles. L'état de contraintes résiduelles du 2^e ordre est non nul, mais la moyenne de ces contraintes est nulle (contraintes résiduelles du 1^{er} ordre),

- les contraintes du troisième ordre qui agissent au niveau de l'édifice cristallin. Elles sont le résultat de l'accommodation des déformations dues à tous les types de défauts cristallins (lacunes, interstitiels, dislocations, joints de grains...).

Ces trois types de contraintes peuvent exister simultanément.

La plupart des procédés de fabrication, de traitements mécaniques ou thermiques, d'usinage, de soudage... génère des contraintes résiduelles. Ces contraintes peuvent être de traction ou de compression, elles affectent des profondeurs plus ou moins importantes. Généralement, on classe les origines des contraintes résiduelles en trois catégories : mécanique, thermique et métallurgique (structurale). Le Tableau I.5 indique les différentes origines des contraintes résiduelles pour les opérations de mise en œuvre couramment utilisées dans l'industrie.

Les traitements mécaniques (grenailage, martelage, galetage...) appliqués aux matériaux sont généralement utilisés pour déformer plastiquement les couches superficielles et améliorer les caractéristiques mécaniques et de surface de ceux-ci.

Les traitements thermiques sont employés pour transformer la structure des matériaux afin d'en modifier les caractéristiques. La trempe est le traitement le plus couramment rencontré. Elle permet d'augmenter la dureté et la résistance à la traction de certaines pièces. Le principe de la trempe consiste à chauffer une pièce puis à la refroidir brutalement. Ainsi les contraintes proviennent du gradient thermique qui se crée au sein de la pièce, donc des différences de dilatation entre les différents points de la pièce et surtout du changement de volume associé.

Les traitements thermo-chimiques ou thermiques de surface sont principalement appliqués à des pièces en acier. Le principe est de faire diffuser dans les couches superficielles de l'acier à l'état austénitique des espèces chimiques qui permettent, après trempe, d'augmenter la dureté

superficielle des pièces et d'engendrer en surface des contraintes résiduelles de compression par transformation structurale et changement de volume.

Le procédé de soudage génère des contraintes résiduelles provenant de ces trois origines : mécanique par le bridage de la structure, thermique par l'apport de chaleur pour obtenir la fusion du métal, et métallurgique par la fusion du métal qui entraîne des modifications structurales (notamment dans la ZAT).

Procédés	Origine mécanique	Origine thermique	Origine structurale
<i>Fonderie</i> <i>Moulage</i>		Gradient de température pendant le refroidissement	Transformation de phase
<i>Grenailage</i> <i>Martelage</i> <i>Galetage</i> <i>Choc laser</i> <i>Pliage</i> <i>Roulage</i> <i>Repoussage</i> <i>Forgeage</i> <i>Redressage</i> <i>Filage</i>	Déformation plastique hétérogène entre le cœur et la surface de la pièce		
<i>Rectification</i> <i>Tournage</i> <i>Fraisage</i> <i>Perçage</i> <i>Alésage</i>	Déformation plastique due à l'enlèvement de copeaux	Gradient de température dû à l'échauffement pendant l'usinage	Transformation de phase pendant l'usinage si la température est suffisamment élevée
<i>Trempe sans transformation de phase</i>		Gradient de température	
<i>Trempe superficielle avec transformation de phase (induction, FE, laser, plasma, méthodes classiques)</i>		Gradient de température	Transformation de phase
<i>Cémentation</i> <i>Nitruration</i>		Incompatibilité thermique	Nouveau composant chimique avec ΔV
<i>Soudage</i>	Bridage	Gradient thermique	Modification structurale (ZAT)
<i>Brasage</i>	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	Nouvelle phase à l'interface
<i>Dépôt électrolytique</i>	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	Composition de dépôt selon les bains
<i>Projection à chaud (plasma, LASER, Jet Kote)</i>	Incompatibilité mécanique, microfissuration	Incompatibilité thermique, gradient de température	Changement de phase de dépôt
<i>Revêtements : PVD, CVD</i>	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	Changement de phase
<i>Composite</i>	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	

Tableau I.5 : principales origines des contraintes résiduelles [LU91]

De par leur composition austénitique stable, les aciers inoxydables austénitiques ne sont pas affectés par les contraintes résiduelles d'origine métallurgique. Si les précautions nécessaires sont prises pour éviter les contraintes résiduelles d'origine mécanique, seules les contraintes résiduelles d'origine thermique peuvent être générées par le procédé de soudage. Ces aciers sont sensibles aux gradients thermiques à cause de leur faible conductivité thermique et leur fort coefficient de dilatation thermique.

1. 4. 2. Les contraintes résiduelles issues du procédé de soudage [MIC93] [TIC25]

L'objet principal de cette étude étant le comportement en fatigue des joints soudés en acier 304L, cette partie fait le point bibliographique sur les contraintes résiduelles issues du procédé de soudage.

La notion de soudabilité des aciers inoxydables austénitiques est étroitement liée à la notion de fissuration. Ce phénomène est l'un des plus couramment rencontrés dans les structures soudées de ce type d'aciers.

Dans la suite, on appellera contraintes longitudinales les contraintes parallèles à l'axe de la soudure, les contraintes perpendiculaires à cet axe seront dites transversales.

Selon le niveau et l'orientation des contraintes résiduelles, on observe ou non l'apparition de fissures à l'issue d'un procédé de soudage.

Dans la pratique, on identifie plusieurs types de modifications géométriques issues des procédés de soudage. On qualifie par retrait les translations selon les trois directions de l'espace (R_L retrait longitudinal, R_T retrait transversal et R_E retrait dans l'épaisseur). Les rotations selon les trois axes sont appelées pliage (P), serrage (S) et cintrage (C). La Figure I.14 reprend ces notations.

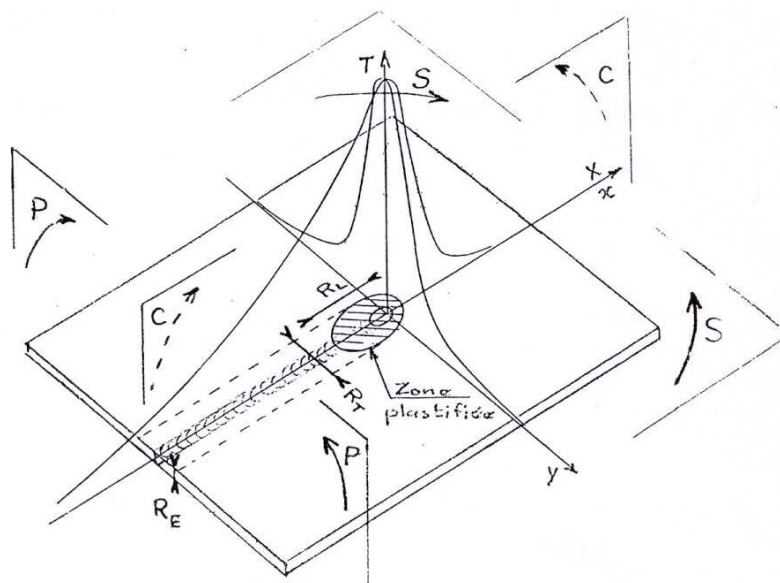


Figure I.14 : schématisation des différentes déformations sur une plaque soudée [MIC93]

Le retrait longitudinal découle en général d'un auto-bridage (ce qui implique un gradient transversal important). Le retrait transversal est également fonction de l'auto-bridage mais il dépend de l'épaisseur de la pièce, du mode d'accostage et du gradient longitudinal.

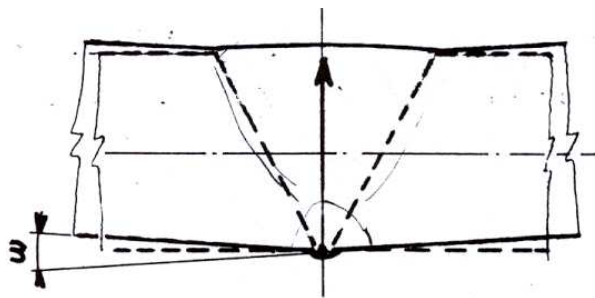
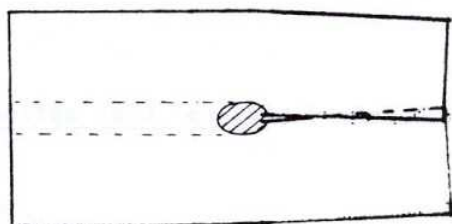
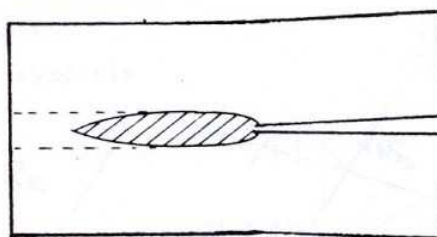


Figure I.15 : effet de pliage [MIC93]

L'effet de pliage découle de la combinaison dans le temps et l'espace des retraits élémentaires. Cet effet affecte particulièrement les soudures multi-passes exécutées sur un chanfrein en V (comme sur la Figure I.15). Cependant ce type d'effet est négligeable pour un procédé de soudage permettant un apport calorifique équilibré par rapport au joint.



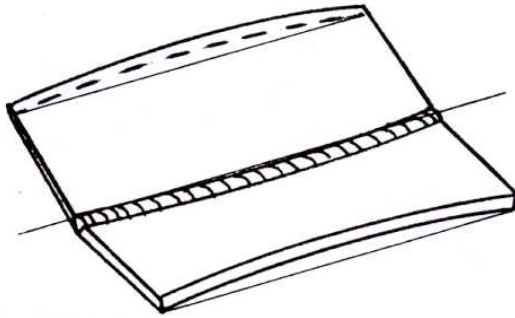
Serrage positif



Serrage négatif

Figure I.16 : effet de serrage [MIC93]

L'effet de serrage découle de la combinaison des cintrages élémentaires. Il s'agit d'une rotation des éléments dans leur propre plan autour d'un axe perpendiculaire à ce plan et se déplaçant avec la source calorifique (Figure I.16). Le serrage peut être positif (rapprochement progressif des bords) ou négatif (éloignement progressif des bords). Il est fonction de divers paramètres : diffusivité, dilatabilité, raideur des éléments et vitesse de soudage. Le serrage positif est le plus souvent observable, il est particulièrement important pour un procédé de soudage lent.



L'effet de cintrage est une flexion transversale. Selon l'axe de flexion, on parle de pliage ou cintrage. Les contraintes résiduelles associées ont pour origine une flexion composée.

Figure I.17 : effet de cintrage et flambement [MIC93]

Divers profils de contraintes résiduelles sont associés à ces modifications géométriques. Dans le cas des soudures rectilignes, les contraintes résiduelles associées au retrait longitudinal, sont réparties, dans le cadre d'une soudure avec plan de symétrie, de manière transversale par rapport au joint (Figure I.18). Localement ces contraintes peuvent être très élevées voire même dépasser la limite élastique R_e .

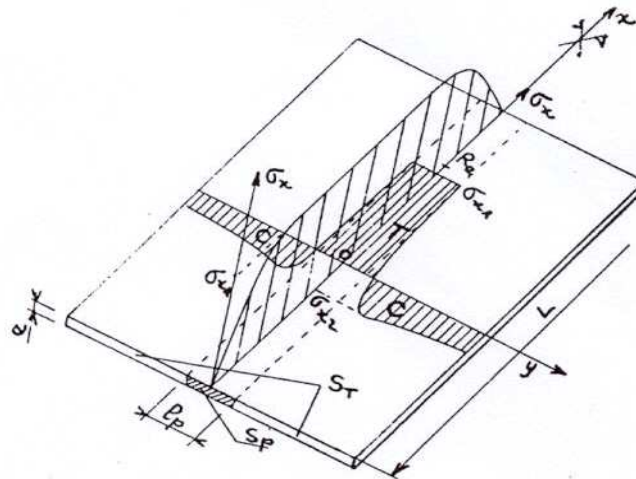


Figure I.18 : répartition des contraintes associées au retrait longitudinal sur soudure rectiligne [MIC93]

On observe souvent une distribution des contraintes passant de la traction à la compression. Ces contraintes résiduelles peuvent être d'un niveau relativement élevé, et engendrer des problèmes de fissuration ou de flambements locaux en cas de pièce très mince soumise à des contraintes résiduelles de compression élevées.

Les contraintes résiduelles associées au retrait transversal ou au pliage varient dans l'épaisseur comme sur la Figure I.19.

En soudage multi-passes réalisé sur chanfreins symétriques ou non, l'auto-bridage transversal augmente avec le remplissage du chanfrein. Ce qui implique la création de contraintes de traction en peau alors que le cœur de la pièce est soumis à la compression. La racine des

soudures sur des fortes épaisseurs est une région surcontrainte à cause de l'écroissage intense provoqué par le retrait transversal et du maintien à température critique (250 à 400°C). Ainsi, après soudage, un risque de dégradation de la ductilité et de la ténacité est à craindre dans cette région.

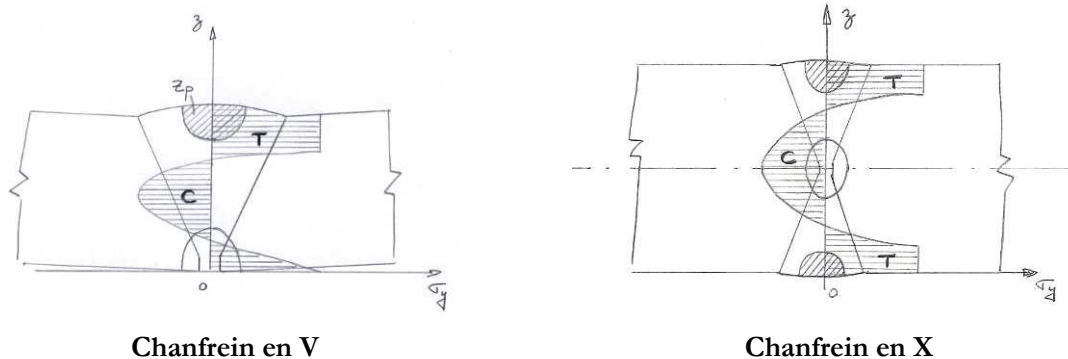


Figure I.19 : répartition des contraintes résiduelles selon le chanfrein sur soudure rectiligne [MIC93]

I. 4. 3. Méthodes de détermination des contraintes résiduelles

Diverses méthodes de détermination des contraintes résiduelles ont été développées [KAN01] [LU96] [PAW95]. Toutes ces méthodes sont basées sur une détermination expérimentale des déformations associées aux contraintes résiduelles, l'application de la théorie de l'élasticité classique permet de remonter aux contraintes résiduelles. Souvent on cherche à connaître la contrainte en peau extérieure ainsi que la distribution dans l'épaisseur. Dans ce cas on applique le principe fondamental de la statique pour traduire l'équilibre des contraintes résiduelles en l'absence de tout chargement extérieur.

On classe les méthodes de détermination des contraintes résiduelles en méthodes destructives, semi-destructives et non-destructives.

Méthodes destructives et semi-destructives

Ces méthodes expérimentales sont basées sur un enlèvement de matière et une mesure des déformations associées. En effet l'enlèvement de matière perturbe l'équilibre des contraintes dans la pièce considérée. Cette dernière se déforme pour occuper une nouvelle position d'équilibre après enlèvement de matière. Les contraintes résiduelles ainsi libérées provoquent des déformations mesurables et qui permettent de remonter aux contraintes qui leur ont donné naissance. Les différentes méthodes sont en général désignées par le mode d'enlèvement de matière utilisé :

- la méthode du perçage (traversant ou incrémental),
- la méthode de découpage ou trépan,
- la méthode de la dissolution chimique ou électrochimique,
- la méthode de la flèche,
- la méthode d'usinage.

Parmi ces méthodes, la méthode du perçage incrémental a été employée pour une partie de cette étude, son principe et sa théorie sont présentés par la suite.

Méthodes du perçage et du trépan

La méthode la plus généralement utilisée pour mesurer les contraintes résiduelles est la relaxation des contraintes par la méthode du perçage [ASTM1] [VIS00].

Le principe est le même pour la méthode du trépan et la méthode du perçage : un usinage retire une petite quantité de matière permettant la mesure de la déformation dans une zone de proche voisinage (Figure I.20). Dans la méthode du perçage, c'est un trou, borgne ou débouchant, d'un diamètre compris entre 1 et 4 mm, qui est usiné. Dans la méthode du trépan, c'est un anneau de matière qui est enlevé, d'un diamètre interne de 15 à 150 mm. La mesure s'effectue dans la partie interne de l'anneau. La profondeur de l'usinage peut aller de 25% à 150% du diamètre interne de l'anneau.

Ces deux méthodes sont plus souvent définies comme semi-destructives car l'enlèvement de matière est très limité en quantité et en superficie. Ces méthodes sont utilisées lorsque la structure le permet ou lorsqu'on peut réparer la zone de perçage.

Dans ces deux méthodes, les mesures sont effectuées avec une rosette de trois jauges inclinées les unes par rapport aux autres de 45°. Les contraintes résiduelles présentes dans le matériau sont calculées à partir des valeurs mesurées des déformations.

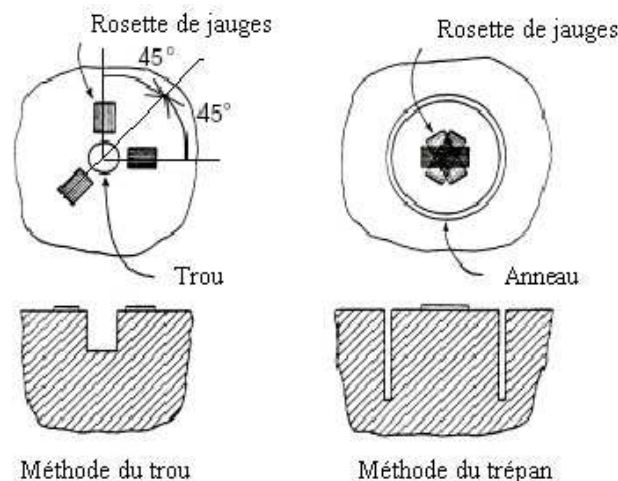
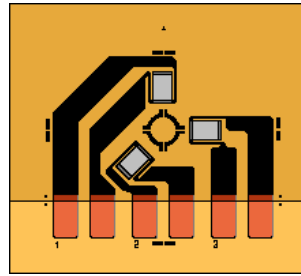


Figure I.20 : méthodes du perçage et du trépan

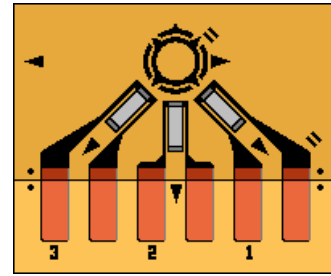
Le principal avantage de ces méthodes repose sur l'utilisation très courante des jauges d'extensométrie (Figure I.21). Les inconvénients des deux méthodes sont : l'endommagement dû au perçage, une mise en œuvre difficile et l'impossibilité d'obtenir la contrainte en peau. La méthode du perçage est la plus répandue car plus robuste et présente une zone endommagée plus restreinte.



Réf. : EA-06-062RE-120



Réf. : TEA-06-062RK-120



Réf. : CEA06-062RE-120

Figure I.21 : jauges d'extensométrie pour méthode du perçage

Principe de la méthode du perçage

Cette méthode consiste en un enlèvement de matière par perçage d'un trou ; les déformations résultant des contraintes libérées sont mesurées à l'aide de jauges centrées sur le trou. Les contraintes résiduelles principales existant dans la pièce sont déterminées à partir de ces déformations mesurées. Le principe de calcul, décrit en premier par Matar [MAT34], est basé sur les hypothèses suivantes :

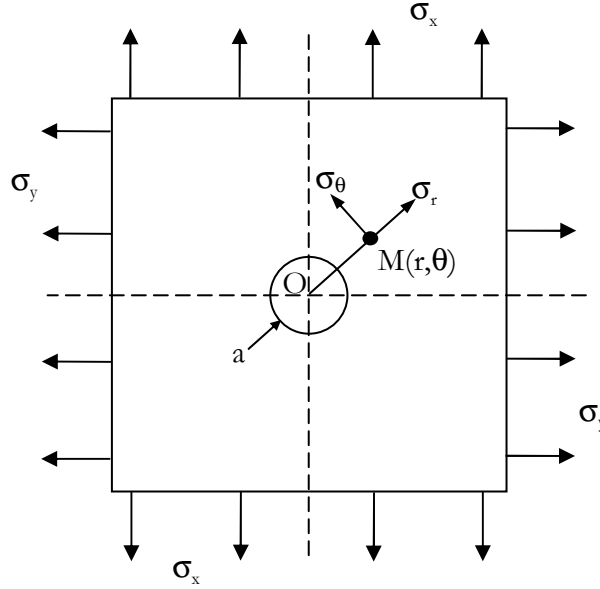
- le matériau est supposé homogène, isotrope et élastique linéaire,
- l'état des contraintes dans la pièce est un état de contraintes planes,
- les contraintes sont constantes dans l'épaisseur de chaque pas de matière enlevée,
- le perçage n'introduit pas de contraintes supplémentaires, et ne plastifie pas le bord du trou.

Cette méthode présente deux variantes :

- la méthode du perçage débouchant permet de déterminer les contraintes moyennes sur l'épaisseur de la pièce. Cette méthode est basée sur la théorie de l'élasticité plane en coordonnées polaires. Sa modélisation est basée sur des résultats analytiques exacts.

- La méthode du perçage borgne (ou incrémental) permet de remonter au profil des contraintes résiduelles le long de la profondeur du perçage, elle est employée dans la plupart des applications pratiques. Le problème de détermination des contraintes résiduelles par cette méthode est complexe, il n'a pas de solution analytique exacte. On s'appuie sur le modèle du perçage débouchant en introduisant des coefficients empiriques déterminés expérimentalement ou numériquement (méthode des éléments finis par exemple).

On considère un élément plan de centre O soumis à deux champs de contraintes uniformes et orthogonaux σ_x et σ_y . Ces contraintes peuvent représenter les contraintes résiduelles principales (Figure I.22).


 Figure I.22 : état des contraintes au point $M(R, \theta)$

Par changement de repère, les contraintes radiale (σ_r) et tangentielle (σ_θ) en un point M de coordonnées polaires (r, θ) sont données par :

$$\begin{aligned} \sigma_r &= \sigma_x \cos^2 \theta + \sigma_y \sin^2 \theta & \sigma_r &= \frac{(\sigma_x + \sigma_y)}{2} + \frac{(\sigma_x - \sigma_y)}{2} \cos 2\theta \\ \sigma_\theta &= \sigma_x \sin^2 \theta + \sigma_y \cos^2 \theta & \sigma_\theta &= \frac{(\sigma_x + \sigma_y)}{2} - \frac{(\sigma_x - \sigma_y)}{2} \cos 2\theta \end{aligned} \quad (I.1)$$

Après avoir percé un trou de diamètre $2a$ centré en O (Figure I.22), les contraintes σ_r et σ_θ sont modifiées :

$$\begin{aligned} \sigma_r &= \frac{(\sigma_x + \sigma_y)}{2} \left(1 - \frac{a^2}{r^2}\right) + \frac{(\sigma_x - \sigma_y)}{2} \left(1 + 3\frac{a^4}{r^4} - 4\frac{a^2}{r^2}\right) \cos 2\theta \\ \sigma_\theta &= \frac{(\sigma_x + \sigma_y)}{2} \left(1 + \frac{a^2}{r^2}\right) - \frac{(\sigma_x - \sigma_y)}{2} \left(1 + 3\frac{a^4}{r^4}\right) \cos 2\theta \end{aligned} \quad (I.2)$$

Les variations des contraintes radiale et tangentielle à la distance r du trou de diamètre $2a$ s'expriment alors par :

$$\begin{aligned} \Delta \sigma_r &= -\frac{a^2}{r^2} \frac{(\sigma_x + \sigma_y)}{2} + \frac{(\sigma_x - \sigma_y)}{2} \left(3\frac{a^4}{r^4} - 4\frac{a^2}{r^2}\right) \cos 2\theta \\ \Delta \sigma_\theta &= \frac{a^2}{r^2} \frac{(\sigma_x + \sigma_y)}{2} - \frac{(\sigma_x - \sigma_y)}{2} \left(3\frac{a^4}{r^4}\right) \cos 2\theta \end{aligned} \quad (I.3)$$

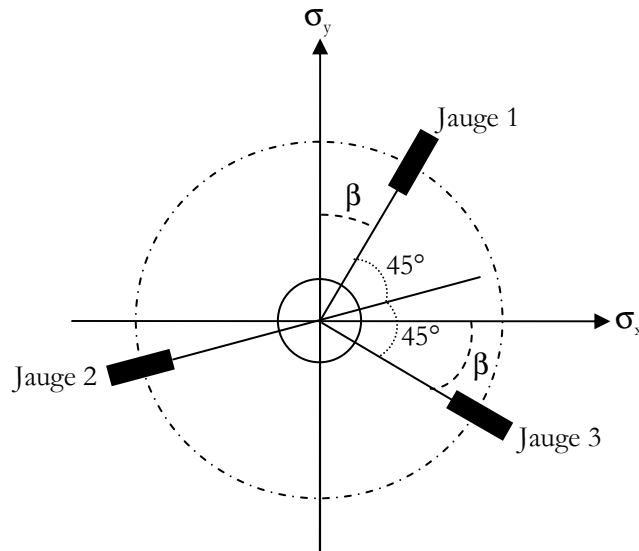


Figure I.23 : représentation de la rosette

Conformément à la loi de Hooke, les déformations radiale ϵ_r et tangentielle ϵ_θ résultant des variations de contraintes $\Delta\sigma_r$ et $\Delta\sigma_\theta$ s'écrivent :

$$\begin{aligned}\epsilon_r &= -\frac{(1+\nu)}{2E} \frac{a^2}{r^2} (\sigma_x + \sigma_y) + \frac{(\sigma_x - \sigma_y)}{2E} \left(3(1+\nu) \frac{a^4}{r^4} - 4 \frac{a^2}{r^2} \right) \cos 2\theta \\ \epsilon_\theta &= \frac{(1+\nu)}{2E} \frac{a^2}{r^2} (\sigma_x + \sigma_y) - \frac{(\sigma_x - \sigma_y)}{2E} \left(3(1+\nu) \frac{a^4}{r^4} - 4\nu \frac{a^2}{r^2} \right) \cos 2\theta\end{aligned}\quad (I.4)$$

où E et ν sont respectivement le module de Young et le coefficient de Poisson du matériau.

En pratique, on utilise une rosette composée de trois jauges à 45° , collée et centrée sur le trou (Figure I.23).

On peut écrire la déformation radiale due à la relaxation sous la forme :

$$\epsilon_r = \bar{A}(\sigma_x + \sigma_y) + \bar{B}(\sigma_x - \sigma_y) \cos 2\theta = a + b \cos 2\theta \quad (I.5)$$

Où :

$$\begin{aligned}\bar{A} &= -\frac{(1+\nu)}{2E} \frac{a^2}{r^2} & a &= \bar{A}(\sigma_x + \sigma_y) \\ \bar{B} &= \frac{1}{2E} \left(3(1+\nu) \frac{a^4}{r^4} - 4 \frac{a^2}{r^2} \right) & b &= \bar{B}(\sigma_x - \sigma_y)\end{aligned}\quad (I.6)$$

On obtient la déformation de chaque jauge en remplaçant par l'angle θ correspondant dans les équations précédentes :

- jauge 1 : soit $\varepsilon_1 = \varepsilon_r$ pour $\theta_1 = 90^\circ - \beta$ soit $\varepsilon_1 = a - b \cos 2\beta$
- jauge 2 : soit $\varepsilon_2 = \varepsilon_r$ pour $\theta_2 = 45^\circ - \beta$ soit $\varepsilon_2 = a + b \sin 2\beta$
- jauge 3 : soit $\varepsilon_3 = \varepsilon_r$ pour $\theta_3 = -\beta$ soit $\varepsilon_3 = a + b \cos 2\beta$

On en déduit que :

$$a = \frac{(\varepsilon_1 + \varepsilon_3)}{2}$$

$$b \cos 2\beta = \frac{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)}{2}$$

$$-b \sin 2\beta = a - \varepsilon_2 = \frac{(\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 - \varepsilon_3)}{2}$$

D'où :

$$\tan 2\beta = \frac{(\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 - \varepsilon_3)}{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)}$$

$$b = \frac{1}{2} \sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2}$$

Donc :

$$\begin{cases} \sigma_1 = \frac{a}{2A} + \frac{b}{2B} = \frac{(\varepsilon_1 + \varepsilon_3)}{4A} + \frac{\sqrt{2}}{4B} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2} \\ \sigma_2 = \frac{a}{2A} - \frac{b}{2B} = \frac{(\varepsilon_1 + \varepsilon_3)}{4A} - \frac{\sqrt{2}}{4B} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2} \end{cases} \quad (I.7)$$

Les coefficients dépendent des matériaux de la jauge et de la structure, ils sont souvent déterminés par étalonnage expérimental ou par modélisation numérique.

Méthodes non-destructives

Ces méthodes utilisent les relations qui existent entre les caractéristiques physiques ou cristallographiques du matériau et les champs de contraintes résiduelles. Elles ont pour avantage, par rapport aux méthodes destructives, de permettre la détermination des contraintes résiduelles en surface, sans générer d'endommagement. Elles peuvent être utilisées pour établir des profils de contraintes dans l'épaisseur lorsqu'elles sont associées à une méthode d'enlèvement de matière.

Parmi ces méthodes, nous pouvons citer :

- la méthode par diffraction des rayons X, retenue pour la présente étude,
- la méthode par diffraction des neutrons,
- la méthode par ultrasons.

Méthode par diffraction des rayons X

La méthode de diffraction des rayons X est actuellement considérée comme la méthode de référence pour la détermination expérimentale des contraintes résiduelles [ASTM2] [SAE71] [ASTM3]. Le principe de cette méthode de mesure est détaillé par la suite.

Principe

Dans un matériau cristallin parfait, les atomes observent un arrangement tridimensionnel périodique. Les atomes constituent un empilement régulier de plans dont l'orientation est caractérisée par les indices de Miller (hkl). La distance entre les plans cristallins ou distance interréticulaire notée d_0 est caractéristique pour chaque matériau. La distance interréticulaire d_{hkl} qui sépare deux plans successifs d'une même famille (hkl) joue ainsi le rôle de jauge de déformation (Figure I.24).

Lorsqu'on irradie la surface d'un matériau cristallin par des rayons X monochromatiques, ils ne peuvent être diffractés avec une énergie concentrée (pic de diffraction) que si la loi de Bragg est satisfaite. On vérifie alors :

$$2 d_{\phi\psi} \cdot \sin\theta_{\phi\psi} = n \lambda \quad (I.8)$$

où λ est la longueur d'onde du rayonnement utilisé,

$\theta_{\phi\psi}$ est l'angle entre le rayon incident et la surface du matériau à analyser (angle de Bragg),

n est l'ordre de diffraction,

$d_{\phi\psi}$ est la distance interréticulaire des plans {hkl}.

On mesure la position ou le déplacement du pic de diffraction correspondant à un plan {hkl} choisi, en fonction des orientations ϕ et ψ telles qu'elles sont définies sur la Figure I.26. Dans cette condition, le rayon incident et le rayon diffracté sont symétriques par rapport à la normale du plan diffractant et peuvent être exprimés par l'équation (I.8).

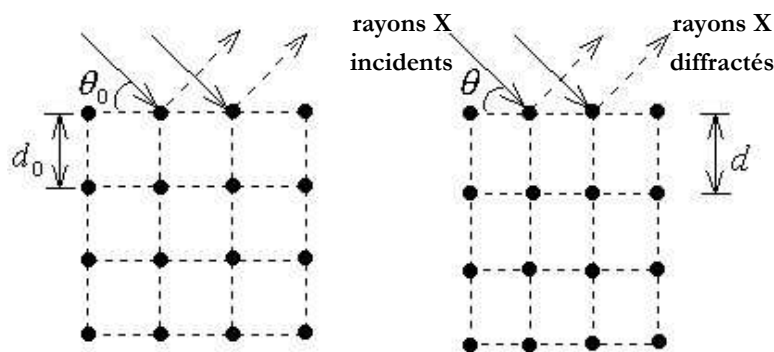


Figure I.24 : principe de la méthode de diffraction des rayons X selon la loi de Bragg (plans atomiques neutres de contraintes internes à gauche et contraints à droite)

La mesure de variation de l'angle de diffraction donne la déformation des plans. Le déplacement successif du pic de diffraction (Figure I.25) permet d'accéder aux déformations élastiques du réseau cristallin. Lorsque les déformations élastiques sont calculées, les contraintes macroscopiques peuvent être déterminées par les lois de la mécanique des milieux continus. On constate que seule la couche superficielle est atteinte lors des mesures (quelques microns) du fait de l'absorption importante du rayonnement X dans la matière. On peut donc supposer que l'état de contraintes est plan ($\sigma_{33} = 0$).

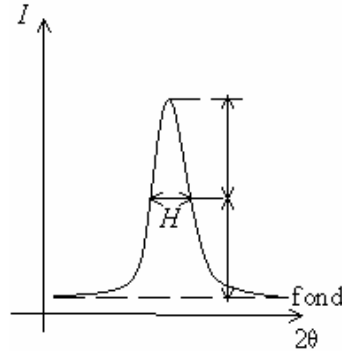


Figure I.25 : intensité du pic réfléchi

Si le matériau est soumis à un état de contrainte, la distance interréticulaire varie et passe de d_0 à d , la déformation associée s'écrit alors :

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = -\frac{1}{2} \frac{\Delta(2\theta)}{\tan \theta_0} \quad (I.9)$$

où 2θ est l'angle de diffraction.

Calcul de la déformation engendrée par des contraintes principales

Cette partie donne la relation qui exprime la déformation $\varepsilon_{\Phi\Psi}$ engendrée par les contraintes principales σ_1 , σ_2 et σ_3 dans le repère principal des déformations. Pour un matériau homogène et isotrope, subissant les déformations ε_{ij} , la valeur de la déformation dans une direction définie par le vecteur $\vec{n}(n_1, n_2, n_3)$ est obtenue selon l'expression :

$$\vec{\varepsilon}(n) = \varepsilon_{ij} n_i n_j \quad (I.10)$$

Le repère de mesure est constitué de l'axe z perpendiculaire à la surface et du plan de contraintes principales. Une direction \vec{n} sera caractérisée par ses cosinus directeurs α_1 , α_2 , α_3 en fonction des angles Φ et Ψ comme indiqué sur la Figure I.26.

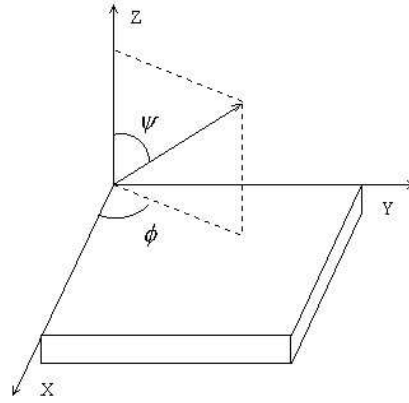


Figure I.26 : définition des angles Φ et Ψ utilisés dans la méthode des $\sin^2\Psi$

$$\begin{aligned}\alpha_1 &= \sin\Psi\cos\Phi \\ \alpha_2 &= \sin\Psi\sin\Phi \\ \alpha_3 &= \cos\Psi \\ \text{avec } \alpha_1^2 + \alpha_2^2 + \alpha_3^2 &= 1\end{aligned}\tag{I.11}$$

Grâce aux équations (I.10) et (I.11), l'expression générale de la déformation est déduite :

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} = \alpha_1^2 \varepsilon_1 + \alpha_2^2 \varepsilon_2 + \alpha_3^2 \varepsilon_3\tag{I.12}$$

Par application de la loi de Hooke, on obtient :

$$\begin{aligned}\varepsilon_1 &= \frac{1+\nu}{E} \sigma_1 - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \\ \varepsilon_2 &= \frac{1+\nu}{E} \sigma_2 - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \\ \varepsilon_3 &= \frac{1+\nu}{E} \sigma_3 - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)\end{aligned}\tag{I.13}$$

où ν est le coefficient de Poisson et E est le module d'Young.

Suite aux équations (I.11), l'expression de $\varepsilon_{\Phi\Psi}$ en fonction des contraintes principales s'écrit :

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} = \frac{1+\nu}{E} (\alpha_1^2 \sigma_1 + \alpha_2^2 \sigma_2 + \alpha_3^2 \sigma_3) - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)\tag{I.14}$$

Calcul de la déformation engendrée par la loi des $\sin^2\Psi$

Afin de simplifier l'expression de la déformation établie auparavant dans l'équation (I.14), il est possible de considérer, pour l'analyse des contraintes par diffraction des rayons X, qu'il existe un état de contraintes planes ($\sigma_3=0$) dans le volume de matériau analysé, car les rayons X sont peu pénétrants. Dans ce cas, l'équation (I.14) de $\varepsilon_{\Phi\Psi}$ se réduit à :

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} = \frac{1+\nu}{E}(\alpha_1^2\sigma_1 + \alpha_2^2\sigma_2) - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (I.15)$$

En remplaçant α_1 et α_2 par leurs valeurs en fonction de Φ et Ψ et en écrivant que $\sigma_\Phi = \sigma_1 \cdot \cos^2\Phi + \sigma_2 \cdot \sin^2\Phi$, la déformation s'écrit :

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} = \frac{1+\nu}{E}\sigma_\Phi \sin^2\Psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (I.16)$$

En posant $\frac{1}{2}S_2 = \frac{1+\nu}{E}$ et $S_1 = -\frac{\nu}{E}$, la relation appelée loi des $\sin^2\Psi$ est :

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} = \frac{1}{2}S_2\sigma_\Phi \sin^2\Psi + S_1(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (I.17)$$

Application de la méthode

Soit un matériau soumis à un champ de contraintes. En supposant que la distance interréticulaire varie de d_0 à $d_{\Phi\Psi}$, la déformation $\varepsilon_{\Phi\Psi}$ représentant l'écart des distances mesurées dans la direction de mesure $\vec{n}(\Phi, \Psi)$ est donnée par :

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} = \frac{d_{\Phi\Psi} - d_0}{d_0} \quad (I.18)$$

La déformation ε_z perpendiculaire à la surface de la pièce analysée (direction z du repère et $\Psi=0$) a pour expression :

$$\varepsilon_z = \frac{d_z - d_0}{d_0} = S_1(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (I.19)$$

Dans ce cas, l'équation (I.17) peut s'écrire :

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} = \frac{1}{2}S_2\sigma_\Phi \sin^2\Psi + \varepsilon_z \quad (I.20)$$

d'après les équations (I.18) et (I.19), la relation suivante peut être établie :

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} - \varepsilon_z = \frac{1}{2}S_2\sigma_\Phi \sin^2\Psi = \frac{d_{\Phi\Psi} - d_z}{d_0} \quad (I.21)$$

ainsi :

$$\frac{1}{2}S_2\sigma_\Phi \sin^2\Psi = \frac{d_{\Phi\Psi} - d_z}{d_0} \quad (I.22)$$

Les distances interréticulaires peuvent être reliées à l'état des contraintes avec les équations (I.20) et (I.22) :

$$\sigma_{\phi} = \left(\frac{1}{2} S_2 \right)^{-1} \frac{d_{\Phi\Psi} - d_z}{d_0} \frac{1}{\sin^2 \Psi} \quad (I.23)$$

Comme d_z est la distance interréticulaire des plans diffractants parallèles à la surface du matériau dans l'état sollicité, le rapport d_z/d_0 est de l'ordre de 10^{-3} . Ainsi, dans la direction de la mesure, la contrainte peut être mesurée avec les paramètres $d_{\Phi\Psi}$ et d_z .

$$\sigma_{\phi} = \left(\frac{1}{2} S_2 \right)^{-1} \frac{d_{\Phi\Psi} - d_z}{d_z} \frac{1}{\sin^2 \Psi} \quad (I.24)$$

Cette relation est valable seulement pour les matériaux isotropes.

La constante élastique radiocristallographique $\frac{1}{2} S_2(hkl)$ propre à la famille de plans $\{hkl\}$ considérée est égale à :

$$\frac{1}{2} S_2(hkl) = \frac{1 + \nu(hkl)}{E(hkl)} \quad (I.25)$$

où $\nu(hkl)$ est le rapport entre les déformations selon la direction $[hkl]$ et les déformations dans le plan (hkl) . $E(hkl)$ est le rapport entre la contrainte de traction et la déformation dans la direction $[hkl]$.

Pour le calcul des contraintes sur un matériau à partir de la mesure des $d_{\Phi\Psi}(hkl)$ par diffraction des rayons X, l'équation suivante est utilisée :

$$\sigma_{\Phi} = \left(\frac{1}{2} S_2(hkl) \right)^{-1} \varepsilon_{\Phi\Psi}(hkl) \frac{1}{\sin^2 \Psi} \quad (I.26)$$

avec $\varepsilon_{\Phi\Psi}(hkl) = \frac{d_{\Phi\Psi}(hkl) - d_z(hkl)}{d_z(hkl)}$ et $\varepsilon_{\Phi}(hkl) = \varepsilon_{\Phi\Psi}(hkl) \frac{1}{\sin^2 \Psi}$

Enfin, la loi de Hooke permet de relier la contrainte σ_{Φ} aux déformations $\varepsilon_{\Phi}(hkl)$, dans la direction Φ , à l'aide de la constante élastique $\frac{1}{2} S_2(hkl)$ dans le domaine élastique :

$$\sigma_{\Phi} = \left(\frac{1}{2} S_2(hkl) \right)^{-1} \varepsilon_{\Phi}(hkl) \quad (I.27)$$

Méthode par ultrasons

La détermination des contraintes résiduelles par ultrasons est basée sur la dépendance de la vitesse de propagation des ondes ultrasonores avec l'état de contraintes dans le matériau. Lorsqu'un matériau est soumis à un champ de contraintes, on constate une variation de la vitesse de propagation de l'onde ultrasonore. Cette variation est due à des effets élastiques non-linéaires formalisés par Murnaghan [MUR51].

Pour déterminer les contraintes résiduelles par ultrasons, trois configurations peuvent être utilisées comme indiqué sur la Figure I.27.

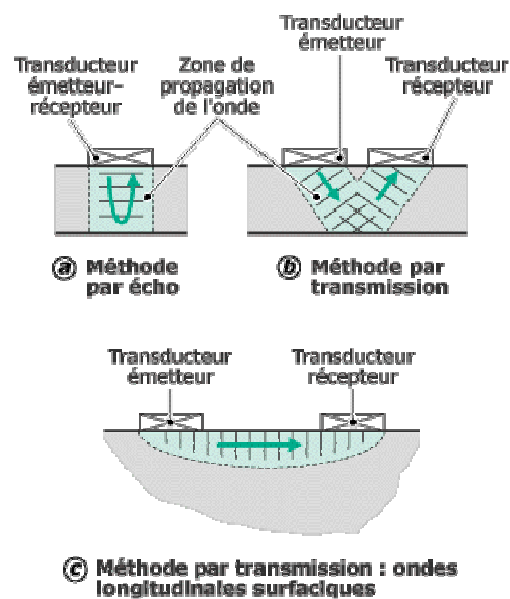


Figure I.27 : représentation schématique de diverses configurations de mesures de contraintes résiduelles par méthode ultrasonore

Dans chaque cas, les ondes sont émises par un transducteur émetteur, se propagent dans une zone du matériau à analyser et sont ensuite détectées par le récepteur. Les contraintes moyennes sont déterminées dans la région à travers laquelle l'onde se propage. Dans la configuration (a), le même transducteur est utilisé pour l'excitation et la réception (méthode par écho). Dans les configurations (b) et (c), l'onde est reçue par un transducteur autre que l'émetteur (méthode par transmission) [BEL02].

La théorie de Murnaghan fait intervenir des termes d'ordre trois dans la fonction d'énergie de déformation qui conduisent à des non linéarités dans la loi de comportement du matériau. Pour un matériau parfaitement isotrope, en plus des deux constantes de Lamé (λ , μ), trois autres constantes dites de Murnaghan l , m , n sont nécessaires pour décrire le comportement du matériau.

Hughes et Kelly [HUG53] ont utilisé le modèle de Murnaghan afin de résoudre l'équation d'onde dans le cas du solide déformé. Ils ont exprimé les solutions donnant les vitesses de propagation des ondes planes qui se propagent dans un milieu isotrope :

$$\begin{aligned}\rho_0 \cdot V_{11}^2 &= \lambda + 2\mu + (2l + \lambda)\theta + (4m + 4\lambda + 10\mu)\alpha_1 \\ \rho_0 \cdot V_{12}^2 &= \mu + (m + \lambda)\theta + 4\mu\alpha_1 + 2\mu\alpha_2 - 0,5n\alpha_3 \\ \rho_0 \cdot V_{13}^2 &= \mu + (m + \lambda)\theta + 4\mu\alpha_1 + 2\mu\alpha_3 - 0,5n\alpha_2\end{aligned}\tag{I.28}$$

avec ρ_0 : la masse volumique initiale du matériau à l'état initial,
 V_{ij} : vitesse de l'onde se propageant suivant l'axe i et polarisée selon l'axe j ,
 λ et μ coefficients de Lamé,
 l , m et n : constantes élastiques de Murnaghan du 3^e ordre,
 α_1 , α_2 et α_3 : composantes des déformations principales ($\alpha_1 + \alpha_2 + \alpha_3 = \theta$).

Par différenciation des équations (I.28) et en tenant compte de la loi de comportement, on peut relier les vitesses de propagation des ondes longitudinales suivant les directions principales (X_1, X_2) au champ de contraintes résiduelles dans le matériau :

$$\frac{V_{11} - V_{11}^0}{V_{11}^0} = K_1 \sigma_{11} + K_2 \sigma_{22}\tag{I.29}$$

avec V_{11}^0 : vitesse de propagation de l'onde longitudinale à l'état de référence (pression nulle et contraintes nulles) dans la direction X_1 ,
 σ_{11} et σ_{22} : contraintes résiduelles,
 V_{11} : vitesse de propagation de l'onde longitudinale, en présence de contraintes σ_{11} et σ_{22} dans la direction X_1 ,
 K_i : coefficients acoustoélastiques de l'onde longitudinale.

La même démarche appliquée aux autres expressions utilisant V_{12} et V_{13} permet de déterminer les contraintes résiduelles dans le matériau.

Pour utiliser la méthode ultrasonore, il est nécessaire de connaître les coefficients acoustoélastiques du matériau. Ils sont obtenus par l'intermédiaire d'un calibrage effectué à partir d'essais mécaniques.

En présence de matériaux anisotropes, le nombre de coefficients acoustoélastiques augmente, ce qui rend la méthode difficilement utilisable.

I. 4. 4. Relaxation des contraintes résiduelles

Si les contraintes résiduelles de compression sont bénéfiques vis-à-vis du comportement à la fatigue des pièces, elles n'ont d'intérêt que si elles restent stables en service. Mais ces contraintes résiduelles peuvent ne pas être stables en présence de chargements cycliques.

Par exemple, pour des amplitudes suffisantes, on peut constater un effondrement des contraintes résiduelles au cours des premiers cycles. L'évolution ultérieure, plus lente et régulière, est due au réarrangement des dislocations provoqué par la sollicitation cyclique.

Il faut tenir compte de ce phénomène d'évolution pour ne pas aboutir à une estimation erronée de la durée de vie, d'où l'intérêt d'étudier l'influence d'un comportement cyclique sur la relaxation ou non des contraintes résiduelles. Cette relaxation est fonction de nombreux paramètres mais elle est surtout conditionnée par la nature du matériau considéré. L'expérience montre que les contraintes résiduelles sont plus stables pour les matériaux résistants. Ce phénomène a fait l'objet de nombreuses études.

Morrow et Sinclair [MOR58] ont établi un des premiers modèles de prédiction analytique de relaxation basé sur la relaxation de la contrainte moyenne en fatigue axiale. Ce modèle a évolué pour faire intervenir de nouveaux paramètres tels que le rapport de contraintes R et le gradient de contraintes résiduelles.

Holzappel et al. [HOL98] ont étudié, sur la nuance d'acier AISI 4140 à l'état trempé, revenu et grenailé, l'effet des modes de chargement et de la température sur la relaxation des contraintes résiduelles.

Puis Smith et al. [SMI01] ont développé, à partir d'essais sur des barres forgées en acier En15R, un modèle élasto-plastique en éléments finis pour analyser l'interaction entre les contraintes résiduelles et le chargement cyclique. Ils ont constaté que la relaxation des contraintes résiduelles se produisait même à des niveaux de déformation cyclique faibles.

Zhuang et Halford [ZHU01] ont proposé un modèle éléments finis qui prend en compte l'amplitude et la distribution des contraintes résiduelles, le taux d'écrouissage, la contrainte moyenne et son amplitude, ainsi que le nombre de cycles. Leurs résultats montrent que la relaxation se déroule principalement pendant les premiers cycles de chargement. Ce constat a été fait également par Rao et al. [RAO07] qui ont évalué expérimentalement (par la méthode de diffraction des rayons X) et numériquement la relaxation des contraintes résiduelles sur une structure soudée en 304L.

Ces études montrent que la relaxation des contraintes résiduelles est influencée par : le niveau initial et le gradient des contraintes résiduelles, l'amplitude, le type et la direction du chargement, le nombre de cycles appliqués, la température, la nature et les propriétés du matériau sous chargement cyclique...

L'expérience montre que les contraintes résiduelles sont plus stables pour les matériaux aux caractéristiques mécaniques élevées, alors qu'on peut obtenir des relaxations presque totales pour les matériaux de faibles caractéristiques mécaniques.

Conclusion du chapitre I

La recherche bibliographique a montré que, pour l'acier 304L, très peu de données sont disponibles sur la fatigue à grand nombre de cycles et à température ambiante.

La soudure introduit des hétérogénéités de structure et de comportement, et constitue une zone potentielle d'initiation et de propagation de fissure. Les procédés de parachèvement des soudures peuvent engendrer des champs de contraintes résiduelles non-négligeables. Ils doivent donc être pris en compte pour estimer la durée de vie des structures.

Dans le domaine industriel, on cherche à augmenter la durée de vie des structures soudées en acier 304L. Or très peu de résultats tenant compte de ces différents paramètres sont disponibles dans la bibliographie, d'où l'intérêt de mener une étude approfondie sur ce sujet.

Chapitre II : Démarche expérimentale

II. DEMARCHE EXPERIMENTALE

Introduction

Le sujet principal de cette étude porte sur la caractérisation de la tenue en service de structures soudées en acier 304L. Les soudures, associées à leur mode de parachèvement, seront privilégiées dans cette étude, car elles présentent des zones privilégiées d'amorçage de fissure. La recherche bibliographique précédente montre la complexité des phénomènes mis en jeu et leur interaction. Le matériau, l'environnement, les chargements et les opérations de réalisation de la structure sont à prendre en compte. On cherchera plus particulièrement à caractériser l'influence des contraintes résiduelles associées aux opérations de parachèvement des soudures.

Tout d'abord le matériau et l'assemblage soudé seront caractérisés d'un point de vue métallurgique et mécanique.

Les chargements des structures réelles sont de type thermomécanique, et génèrent des contraintes dues à des gradients thermiques et des chargements de pression. Une étape de modélisation est consacrée à l'obtention de maquettes (éprouvettes d'essai) restituant une distribution des contraintes proches de celle des chargements réels.

Ces maquettes sont caractérisées en fatigue, à l'état brut, elles servent de référence pour la suite. Les mêmes maquettes seront ensuite munies de soudures, avec et sans opération de parachèvement. Leur état de surface, ainsi que les contraintes résiduelles sont déterminées, et leur influence sur la tenue en fatigue est étudiée.

Au cours de cette étude, nous avons mis en place des procédures et des moyens expérimentaux adaptés pour refléter au mieux les conditions d'assemblage par soudage et les conditions de parachèvement par arasage. Le procédé de soudage respecte les contraintes de fabrication liées à l'utilisation dans le domaine nucléaire (recommandations du code RCC-M).

Les opérations d'arasage sont souvent manuelles et par conséquent difficiles à reproduire en laboratoire. Un banc d'essai spécifique a été mis au point pour cette opération, afin de réaliser des échantillons de façon reproductible et reflétant les parachèvements appliqués dans l'industrie. Ces opérations d'arasage sont associées à des états de surface et de contraintes résiduelles spécifiques. Les états de surface sont caractérisés par la rugosité, les contraintes résiduelles sont mesurées en peau et en profondeur.

Pour les essais de fatigue, une campagne de mise au point expérimentale associant des machines de fatigue classiques et de l'extensométrie par jauges a été menée.

Ce chapitre s'attache à décrire les moyens mis en œuvre dans cette étude, ainsi que la caractérisation des maquettes (mesures de rugosité, contraintes résiduelles, composition chimique, caractéristiques mécaniques, dureté et structure métallurgique).

II. 1. Caractérisation du matériau

Le matériau principal de l'étude est un acier inoxydable austénitique de type 304L, couramment utilisé pour les équipements sous pression. Quant au matériau d'apport utilisé pour le procédé de soudage, il respecte les préconisations du code RCC-M. Les méthodes de caractérisation sont décrites ci-dessous.

II. 1. 1. Analyse chimique par spectrométrie à étincelage

La composition chimique du matériau est analysée par spectrométrie à étincelage, avec une machine de marque Spectro Analytical Instruments. La teneur pondérale est déterminée pour chaque élément d'alliage présent dans les échantillons étudiés.

II. 1. 2. Essais mécaniques

Les propriétés mécaniques du matériau sont déterminées par des essais de traction conventionnels selon la norme NF EN 10002-1. Les limites d'élasticité, la limite à la rupture ainsi que l'allongement sont ainsi évalués. La machine d'essai est de marque Instron et a une capacité de 1000 kN.

II. 1. 3. Rugosité

Les rugosités des surfaces brutes et arasées sont mesurées par profilométrie 2D, selon la norme NF EN ISO 4287, à l'aide d'un rugosimètre de marque Perthometer S3P. L'exploration se fait à l'aide d'un palpeur tactile de pointe de rayon 5 μm se déplaçant à vitesse constante perpendiculairement aux stries d'arasage. Pour cette étude, cinq mesures ont été réalisées sur chaque échantillon afin d'obtenir une valeur moyenne représentative de l'état de surface. Les paramètres de rugosité retenus sont (R_a, R_q) et (R_{max}, R_t) qui caractérisent respectivement la rugosité moyenne et la rugosité maximale de l'échantillon.

Définitions des paramètres de rugosité

Les paramètres de rugosité choisis sont tous des paramètres d'amplitude. Le paramètre R_a correspond à la moyenne arithmétique de tous les écarts verticaux du profil de rugosité par rapport à la ligne moyenne (Figure II.1) sur la longueur d'évaluation. Le paramètre R_q est la moyenne quadratique des écarts de profil à l'intérieur de la longueur d'évaluation.

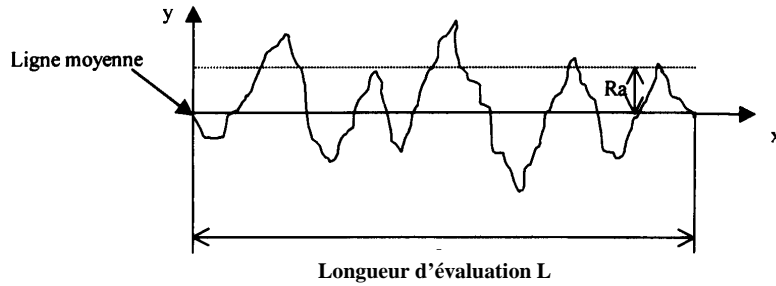


Figure II.1 : profil de rugosité – définition de la ligne moyenne

Le paramètre R_{\max} donne la valeur en micron de la plus importante rugosité isolée à l'intérieur de la longueur d'évaluation. Enfin, le paramètre R_t correspond à l'écart vertical entre le point le plus haut et le point le plus bas sur la longueur d'évaluation L .

II. 1. 4. Dureté

L'arasage est obtenu par des opérations mécaniques générant des écrouissages importants en surface, qui peuvent affecter la dureté. Pour caractériser ces effets, nous avons mesuré la dureté à l'aide de différentes méthodes.

La mesure de la dureté initiale des échantillons a été réalisée par indentation Vickers sur un macroduromètre et sous une charge de 30 kg (Hv_{30}). Les valeurs retenues sont le résultat d'une moyenne effectuée sur cinq empreintes.

Pour apprécier le niveau d'écrouissage du matériau ainsi que la profondeur affectée par l'arasage, la dureté a été mesurée par micro-indentation Vickers sous des charges variant de 10 grammes à 2 kg, puis par macro-indentation Vickers sous des charges comprises entre 2 kg et 50 kg.

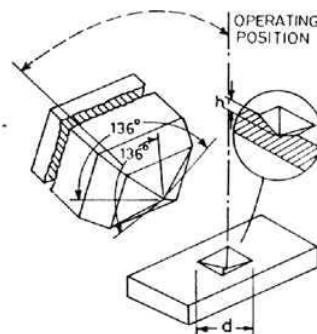


Figure II.2 : empreinte Vickers

Les informations collectées sont principalement la charge et les longueurs des deux diagonales de l'empreinte Vickers (Figure II.2). Les appareils utilisés sont un microduromètre Struers Duramin -1/-2 et un macroduromètre du type Wolpert de charges comprises entre 1 et

250 kg. Les valeurs ont été obtenues à la suite d'au moins cinq essais par charge et après avoir vérifié la géométrie de l'empreinte.

II. 1. 5. Métallographie

Les observations métallographiques permettent principalement de renseigner sur l'état de la structure et la grosseur des grains. Pour notre étude, celles-ci sont réalisées à l'aide d'un microscope optique en réflexion de type Zeiss Axiophot muni d'objectifs x10, x40 et x100. Avant observation, les échantillons sont prépolis manuellement avec des papiers abrasifs de carbure de silicium et polis sur des draps imprégnés de pâte diamantée (jusqu'au diamètre 1 μm). Ensuite, les échantillons sont attaqués à l'eau régale (réactif composé de 2/3 d'acide chlorhydrique et de 1/3 d'acide nitrique).

Les images sont acquises et post-traitées grâce au logiciel Perfect-Image version 7.3 de la société Clara Vision.

II. 1. 6. Observations en microscopie électronique

Les observations nécessitant un très fort grossissement ont été réalisées à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB) Philips SEM505. Ce microscope est muni d'un faisceau électronique qui balaye point par point la surface de l'objet à observer. L'image est formée point par point sur l'écran d'un oscilloscope, synchronisé avec le faisceau et dont la brillance est modulée par la variation d'intensité des électrons secondaires. Le grossissement maximum de cet appareil est d'environ 3 000 pour les aciers.

II. 2. Détermination des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles représentent l'un des principaux paramètres de cette étude. Leur détermination est délicate et nécessite beaucoup de soins.

II. 2. 1. Analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X

Le choix de la méthode pour déterminer les contraintes résiduelles s'est orienté vers la méthode de diffraction des rayons X, reconnue comme méthode de référence. Cette méthode est utilisée pour déterminer les contraintes résiduelles en peau externe, et pour les profils de contraintes résiduelles en profondeur, associée à un polissage électrolytique.

La démarche expérimentale de détermination des contraintes résiduelles dans cette étude respecte les recommandations de la norme XP A 09-285.

Dans cette étude, nous avons utilisé un système de diffraction de rayons X portable, de marque Proto-iXRD (Figure II.3), qui permet de déterminer les contraintes résiduelles à partir de la mesure des positions des pics de diffraction. Cet appareil représente un moyen de mesure rapide et fiable.



Figure II.3 : machine de diffraction de rayons X « Proto-iXRD »

Cet équipement de mesure in-situ est composé de trois parties principales :

- la partie contrôle du goniomètre constituée d'un générateur de haute tension et du système de refroidissement iXRD,
- la tête du goniomètre équipée de deux détecteurs, du tube à rayons X et du système iXRD modulaire avec mapping (table de déplacement 3 axes),
- le poste de pilotage informatique équipé du logiciel XRDWin permettant l'acquisition des données et le contrôle des instruments.

Les conditions expérimentales pour la détermination des contraintes résiduelles sont données dans le Tableau II.1.

Les deux détecteurs du goniomètre ont une gamme d'analyse variant de $2\theta = 123^\circ$ à 171° . Une méthode d'exposition multiple a été utilisée, avec onze angles β , variant entre -30° et $+30^\circ$, β représentant l'angle entre le faisceau incident et la normale à la surface de l'échantillon.

L'acier étudié a une structure cubique à faces centrées, le tube d'émission choisi contient une anode de type Mn K_α , afin de caractériser la famille de plans (311) dont l'angle de Bragg vaut $152,80^\circ$. La méthode de localisation des pics est de type gaussienne (85% du pic utilisé), avec soustraction du bruit de fond.

Matériau	Anode	Filtre	Plans (hkl)	2θ	Nombre de Beta	Réglages de puissance	Type de collimateur	Nombre d'acquisitions	Temps d'acquisition	Oscillation en Beta
304L	Mn	Cr	(311)	152,80°	11 Valeurs : 0° ±4,36° ±13,60° ±18,69° ±24,48° ±30°	20 V 4 mA	Circulaire Ø 2 mm	10 à 20	1 à 2 s	± 2°

Tableau II.1 : conditions de diffraction

La direction de mesure privilégiée est représentée sur la Figure II.4. Elle correspond à la direction circonférentielle.

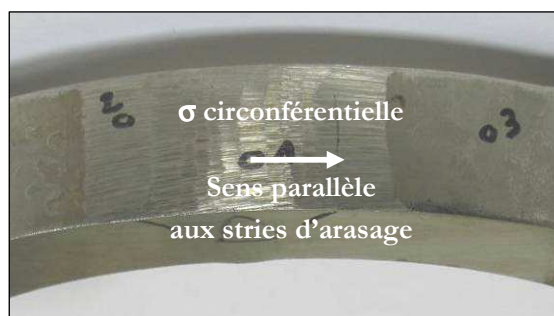


Figure II.4 : direction de mesure des contraintes résiduelles

Pour les éprouvettes brutes, cette direction correspond à la direction de sollicitation maximale. Dans le cas des échantillons arasés, cette direction est parallèle aux stries d'arasage.

Dans tous les cas, cette direction correspond à la direction de contrainte principale maximale.

Une campagne d'intercomparaison de mesures avec un autre laboratoire a été réalisée afin de vérifier la précision de nos résultats de mesure et leur incertitude. Un échantillon grenailé en acier inoxydable 316L a été préalablement étudié sur une autre machine de diffraction de rayons X. On obtient une variation de ± 10 MPa pour une valeur moyenne de -359 MPa.

Cet échantillon a servi d'étalon pour la suite de notre campagne de mesures ; à chaque mise en marche de l'appareil, après avoir passé un échantillon poudre (parfaitement détendu), une mesure est réalisée sur l'échantillon étalon afin de s'assurer de la stabilité des réglages.

II. 2. 2. Profils de contraintes résiduelles

En plus du niveau des contraintes résiduelles, leur répartition et la taille de la zone affectée peuvent avoir une influence sur la tenue en service des structures.

Afin de déterminer les profils des contraintes résiduelles en fonction de la profondeur, des mesures en sous-couche ont été effectuées. L'enlèvement de matière nécessaire à la réalisation d'un profil a nécessité la mise en place d'un poste de travail (Figure II.5) permettant de réaliser un polissage électrolytique associé à un contrôle de l'épaisseur de matière enlevée.

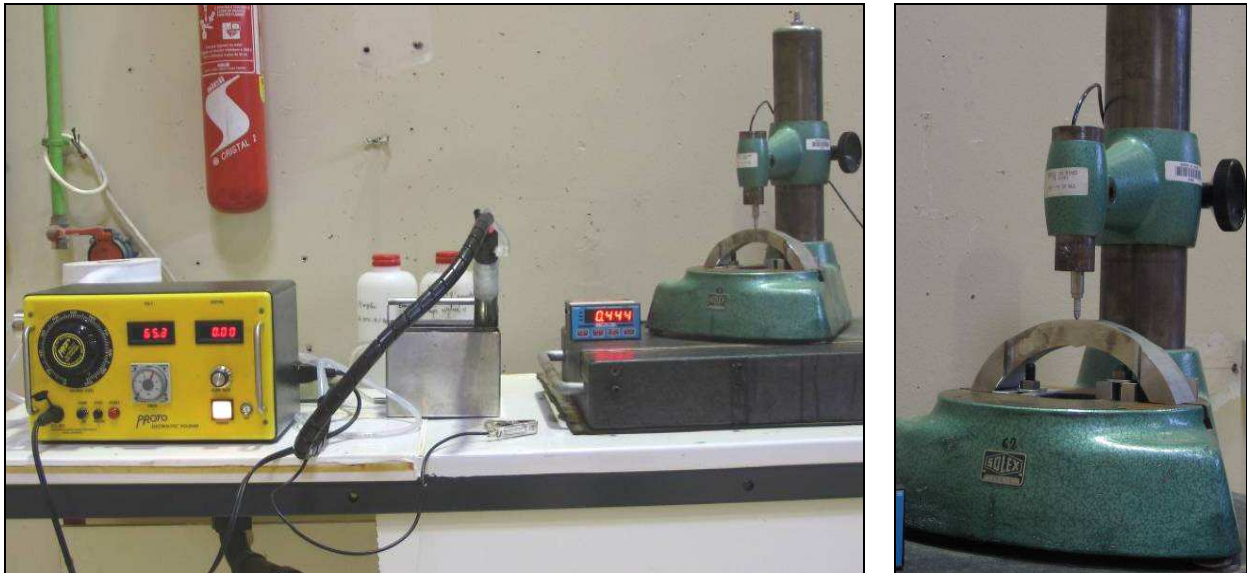


Figure II.5 : poste de travail pour polissage électrolytique et mesure de profondeur

L'appareil utilisé pour le polissage électrolytique est du type Poliselec C20 de marque Presi. Ce modèle est composé d'un poste d'alimentation et d'une cellule d'électrolyse. Il dispose d'un réglage continu de la tension de 0 à 100 volts, de l'intensité de 0 à 10 ampères en régime permanent et de 0 à 20 ampères en temps limité et régime discontinu. L'électrolyte choisi pour le polissage de l'acier 304L est du type Struers A2, sa composition est la suivante :

- 78 mL d'acide perchlorique,
- 90 mL d'eau distillée,
- 730 mL d'éthanol,
- 100 mL de butoxyéthanol.

La profondeur de matière enlevée est contrôlée à l'aide d'un système composé d'un marbre surmonté d'une colonne à crémaillère, avec un capteur inductif à affichage digital. Le capteur palpe la surface de l'échantillon et compare la hauteur par rapport à un point de référence fixé avant tout enlèvement de matière. Les faces d'appui de l'échantillon sont rectifiées pour assurer un appui stable sur le marbre. La précision de ce moyen de mesure a été estimée à ± 3 microns.

L'enlèvement de matière par polissage électrolytique entraîne une modification de l'état des contraintes résiduelles à la surface du matériau. Ceci nécessite une correction pour tenir compte des contraintes résiduelles relaxées. Nous avons utilisé la méthode de correction proposée par le logiciel de post-traitement et établie à partir de résultats théoriques. Cette

correction tient également compte de la géométrie des pièces (cylindre plein, tube ou plaque) [MOO58].

II. 3. Opération d'arasage

L'un des paramètres de notre étude porte sur l'influence des opérations d'arasage des soudures. Une étude spécifique aux opérations de parachèvement a été menée [BLE03] sur des éprouvettes parallélépipédiques en acier inoxydable austénitique 316L. Cette étude a montré que selon le type et le mode de parachèvement, les contraintes résiduelles, et par conséquent leur influence sur la durée de vie des structures, peuvent être importantes.

Notre démarche expérimentale s'appuie sur ces précédents travaux et les complètent en intégrant une soudure et une géométrie cylindrique, plus représentatives des structures tubulaires soudées en service.

Les opérations de parachèvement sont souvent manuelles, donc difficilement reproductibles. Pour notre étude, un montage spécifique a été réalisé (Figure II.6), permettant une reproductibilité des états de surface et contraintes résiduelles associés.

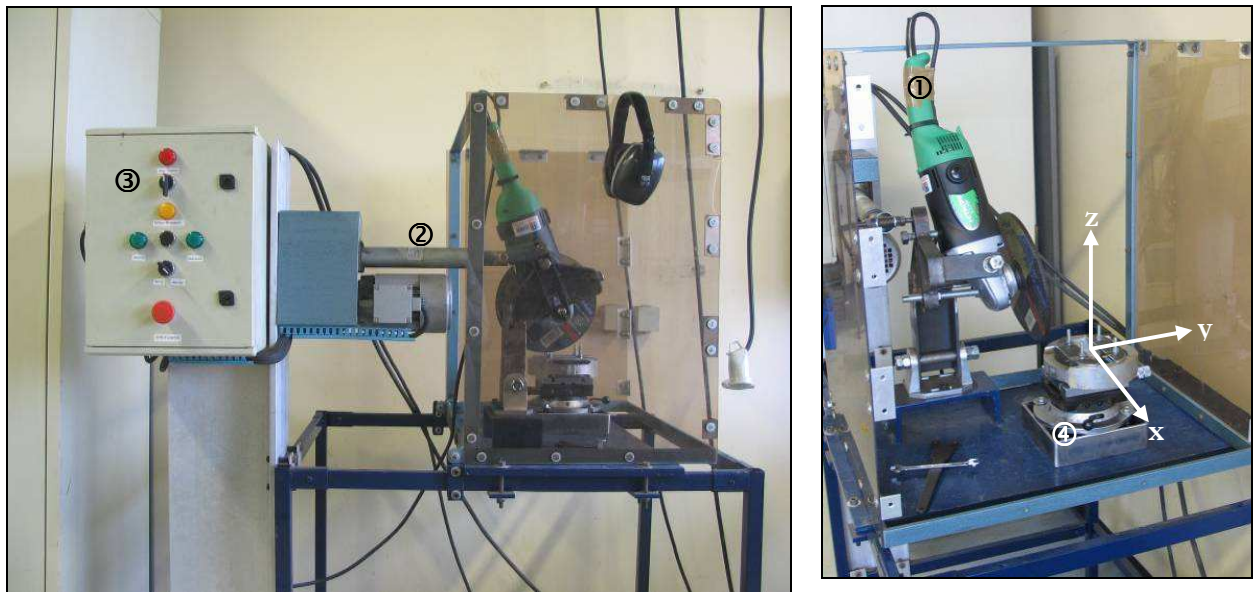


Figure II.6 : banc d'arasage

Ce banc d'arasage est constitué :

- d'une meuleuse électro-portative ①,
- d'un vérin électrique ②,
- d'un système de commande ③,

- d'un porte-échantillon ④.

La meuleuse électro-portative est un modèle de marque Hitachi d'une puissance de 2200 Watts (modèle PDU 230). La vitesse de rotation hors charge des disques d'arasage est de 6600 tours par minute. L'angle d'inclinaison du disque d'arasage par rapport à la face de l'échantillon à meuler a été réglé à 10° , selon les recommandations des fabricants de meuleuses et de disques d'arasage. Le réglage de cet angle d'inclinaison est possible grâce au support réglable de la machine.

Les disques d'arasage utilisés pour cette étude sont de marque Norton, de référence Norzon Plus R-Medium 5NZ20R-B10DA. Ces disques ont un diamètre de 230 mm et une épaisseur de 7 mm, ils sont préconisés et utilisés pour l'arasage des aciers inoxydables.

Afin de s'affranchir des effets de vieillissement du disque, celui-ci est remplacé pour chaque maquette arasée.

Une table micrométrique est fixée au bâti, elle permet un déplacement selon les axes x et y et une rotation autour de l'axe z. Elle contrôle le déplacement du porte-échantillon vers la meule et par conséquent l'épaisseur de matière enlevée. Les surfaces arasées étant cylindriques, le contrôle de la rotation autour de l'axe z est nécessaire pour pouvoir meuler l'ensemble du bourrelet de soudure (Figure II.7).

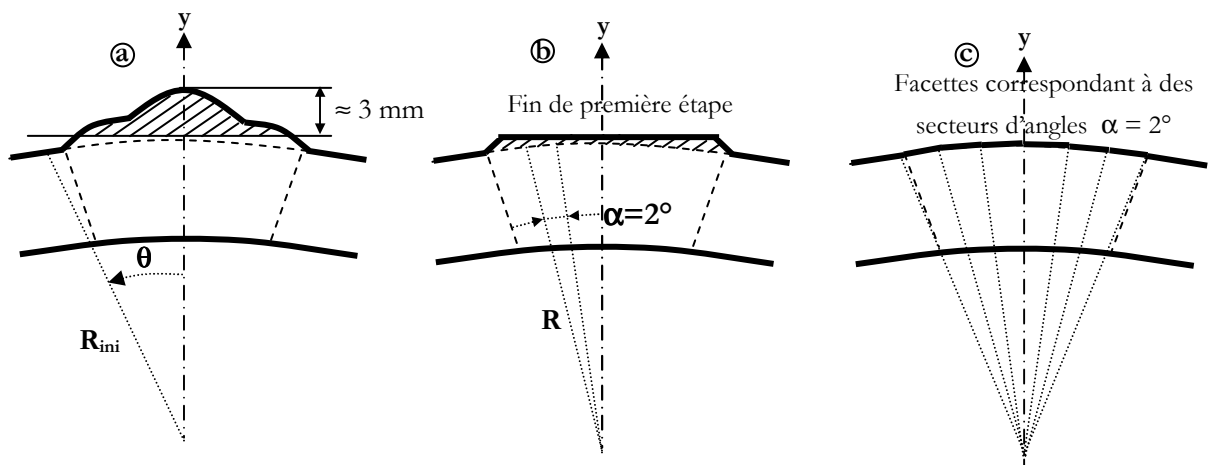


Figure II.7 : représentation du cordon de soudure pendant l'opération d'arasage

La procédure expérimentale d'arasage consiste à éliminer l'excédent de matière représenté par le bourrelet de soudure. Elle est achevée lorsque le rayon de la zone arasée R est le plus proche possible du rayon externe du tube R_{ini} , selon les recommandations du code RCC-M. Celui-ci prévoit la suppression « des irrégularités dues au soudage ou les discontinuités dues à un mauvais alignement », ainsi que « des ruptures de pente de 7° au maximum ». La procédure expérimentale mise en œuvre dans cette étude s'effectue en 2 phases principales (Figure II.7) :

- Phase 1 : on place la meule à $\theta=0^\circ$ et on fait avancer progressivement la table selon l'axe y par pas de 0,1 à 0,2 mm. Cette opération s'achève lorsque la majeure partie du bourrelet de soudure est éliminée (Figure II.7.b). Cette phase correspond à environ 3 mm d'épaisseur de matière éliminée.

- Phase 2 : la zone restant à araser est divisée en secteurs d'angle d'ouverture α de 2° . La démarche expérimentale précédente est appliquée à chaque secteur (à partir du centre du secteur, on arase jusqu'à obtenir un rayon externe $R=R_{in}$). A la fin de cette étape, tous les secteurs d'angle $\alpha=2^\circ$ ont un rayon externe moyen égal au rayon externe du tube (Figure II.7.c). La surface finale de la zone arasée est constituée de facettes de faible largeur, correspondant aux secteurs d'angle α (Figure II.8).

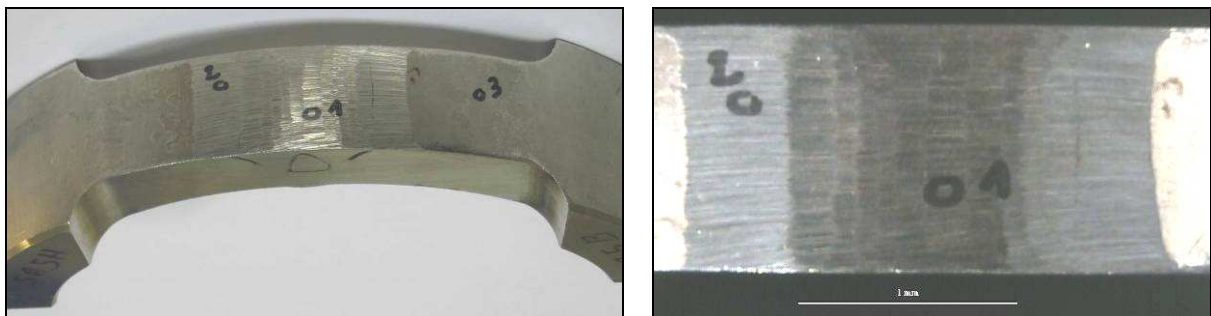


Figure II.8 : aspect de l'échantillon après arasage

II. 4. Essais de fatigue

L'objectif de cette partie est de présenter la démarche expérimentale retenue pour mener la campagne d'essais de fatigue sur des maquettes d'étude spécialement mises au point.

La fatigue thermomécanique est très difficile à reproduire en laboratoire. Le contrôle et le pilotage des cycles thermiques, associés à des chargements mécaniques, sont très complexes à mettre en œuvre (température crête, répétitivité, temps de maintien en température et réactivité thermique...). Les structures de géométrie tubulaire visées par cette étude sont soumises à un gradient thermique et une pression interne, générant une distribution de contraintes variables dans l'épaisseur. Les essais de fatigue uniaxiaux sur éprouvettes prismatiques en traction-compression ne peuvent pas représenter fidèlement le problème. Une première phase de calcul par éléments finis a permis de concevoir une maquette reproduisant une distribution de contraintes dans l'épaisseur proche de celle en service.

La modélisation par éléments finis a été réalisée sur le logiciel ABAQUS V6.7. La structure tubulaire a été représentée à l'aide d'un modèle axisymétrique. Les caractéristiques thermomécaniques, dépendant de la température et retenues pour le calcul par éléments finis, sont citées précédemment dans le Tableau I.4 (p. 22).

Le chargement est composé d'une pression interne de 155 bars couplée à un choc thermique (température initiale uniforme de 200°C puis augmentation de 100°C sur la surface interne).

Pour les conditions aux limites, nous avons supposé l'absence d'effet de bord, en plus des propriétés d'axisymétrie.

Une modélisation thermomécanique transitoire avec couplage fort (propriétés des matériaux dépendant de la température et application simultanément d'un chargement thermique et mécanique) est choisie. Les éléments associés à ce type de modélisation sont les éléments CAX4T (éléments linéaires à 4 nœuds et 3 degrés de libertés, deux déplacements et la température). Afin de bien prendre en compte le gradient thermique dans l'épaisseur à l'origine du gradient de contrainte, 200 éléments dans l'épaisseur ont été définis.

Le principal résultat issu de ce calcul est la distribution dans l'épaisseur de la contrainte circonférentielle maximale lors du choc thermique. Ce résultat est donné par la Figure II.9. On l'appellera distribution de référence dans la suite de l'étude.

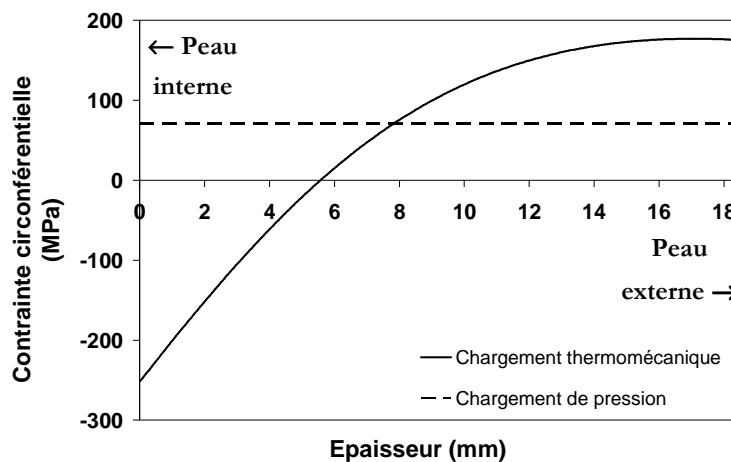


Figure II.9 : gradient de contraintes dans l'épaisseur du tube sous chargement thermomécanique

Cette distribution, non-linéaire dans l'épaisseur, passe d'un maximum de 170 MPa à un minimum de -250 MPa. Le rapport en valeur absolue entre la contrainte circonférentielle en peau interne et celle en peau externe est de 1,47. Cette contrainte s'annule à environ 6 mm d'épaisseur de la face interne. On remarque que le volume de matière soumis à des contraintes de traction est plus important que celui soumis à des contraintes de compression.

Conception des maquettes

Les maquettes de cette étude doivent, sous chargement mécanique, reproduire la distribution et le niveau de contraintes les plus proches possible de ceux déterminés sous chargement thermomécanique (distribution de référence, en Figure II.9).

Une éprouvette annulaire avec un épaulement spécifique permet, sous l'action d'une force axiale (Figure II.10), de restituer la distribution de contraintes recherchée (Figure II.11).

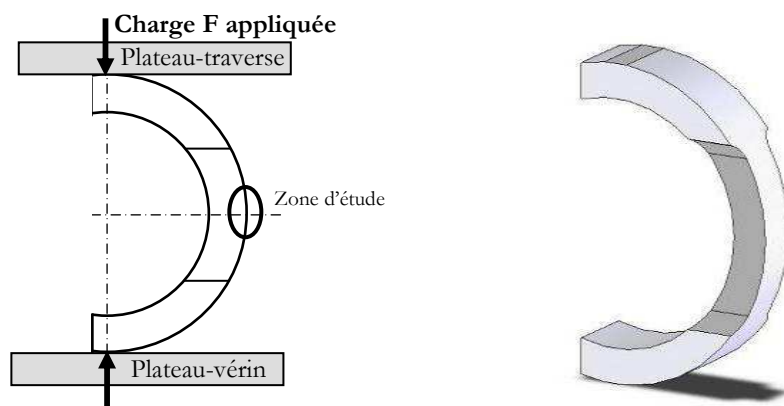


Figure II.10 : maquette et chargement mécanique

Cette géométrie est retenue pour les maquettes avec et sans soudure. En effet le calcul de la distribution des contraintes dans la maquette annulaire avec épaulement, sous un déplacement de vérin de 0,7 mm, est donné par la Figure II.11.

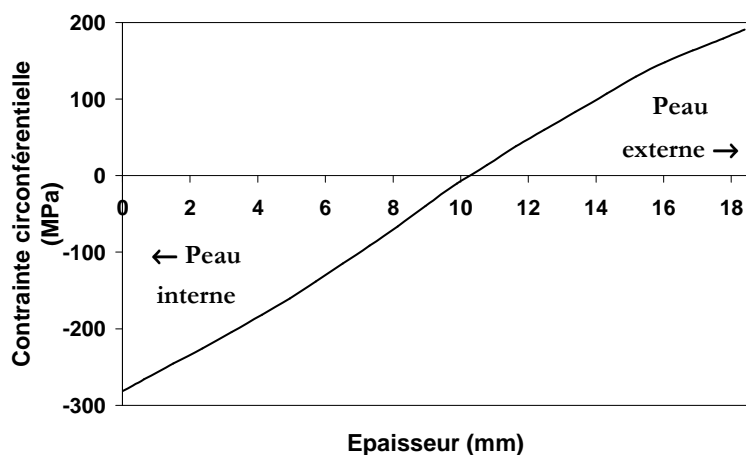


Figure II.11 : gradient de contraintes ($\sigma_{\theta\theta}$) dans la section la plus sollicitée pour un déplacement du plateau-vérin de 0,7 mm

On observe un gradient de contraintes variable dans l'épaisseur, proche de celui de référence, avec un rapport interne-externe proche aussi (1,59), par contre le volume de matière en traction est moins important. On peut tout de même conclure que cet essai est représentatif du gradient de contrainte subi par les tubulures lors d'un choc thermique.

II. 4. 1. Réalisation des maquettes d'essai

La géométrie des maquettes précédemment définies est obtenue à partir d'anneaux en acier inoxydable austénitique 304L, sur lesquels on réalise des épaulements.

La réalisation de cet épaulement autour de la zone la plus sollicitée permet de s'assurer que la maquette ne s'endommagera pas au niveau de la zone d'application de l'effort, et d'ajuster le rapport des contraintes en peau interne sur contraintes en peau externe (Figure II.12).

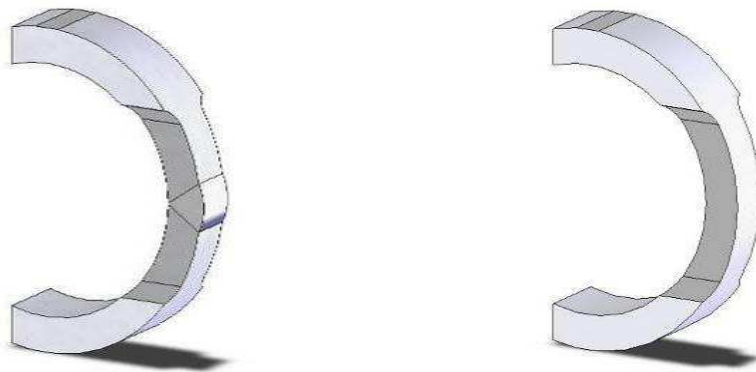


Figure II.12 : maquettes annulaires (avec et sans soudure) avec épaulement

Ces anneaux sont coupés en deux maquettes différentes selon la Figure II.13. La partie courte (a) servira aux mesures de contraintes résiduelles, la partie longue (b) aux essais de fatigue.

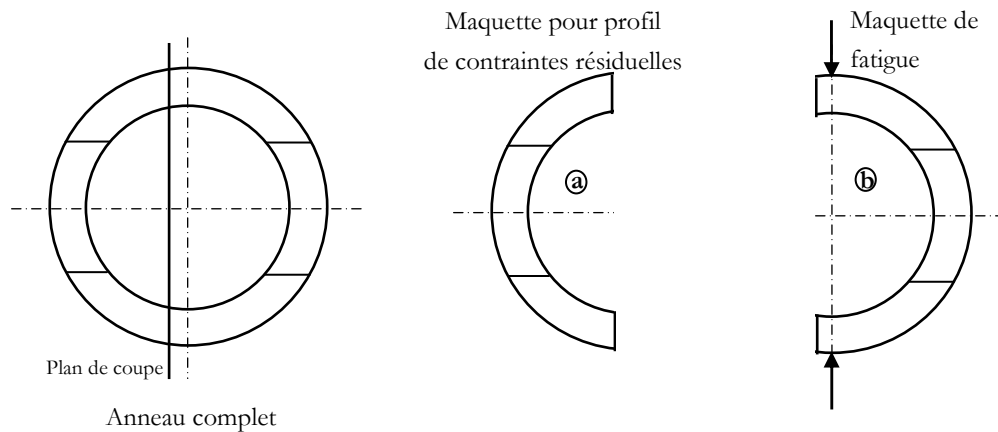


Figure II.13 : répartition des maquettes d'essai

Fabrication des maquettes

Le tube, matière première de l'étude, a été fourni par EDF. Ce tube est en acier inoxydable AISI 304L, de 3 mètres de long, de diamètre extérieur 168,3 mm et d'épaisseur 18,6 mm. La réalisation des maquettes s'est déroulée selon le programme présenté dans le Tableau II.2.



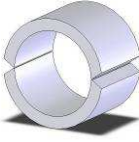
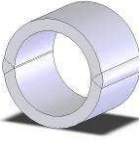
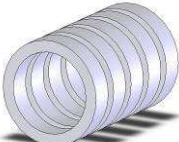
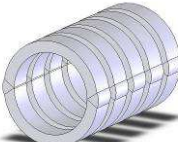






Tube brut			
Tube usiné	-		
Chanfrein en Y (70°)	-		
Soudures longitudinales selon procédé ci-dessous	-		
Tronçonnage d'anneaux de 38 mm de largeur			
Usinage de l'épaulement			
Arasage de la moitié des anneaux soudés	-	-	
Découpage en maquette	<i>Etat 1</i>  Maquette brute	<i>Etat 2</i>  Maquette soudée	<i>Etat 3</i>  Maquette soudée-arasée

Tableau II.2 : Programme de préparation des maquettes

Les procédés de soudage bout à bout utilisés pour réaliser les éprouvettes soudées sont :

- le procédé TIG manuel (141) pour les deux passes de fond (position de soudage PA),
- le procédé sous flux en poudre (Figure II.14) avec fil fourré (procédé automatisé à l'arc électrique et électrodes enrobées) en neuf passes (position de soudage à plat).

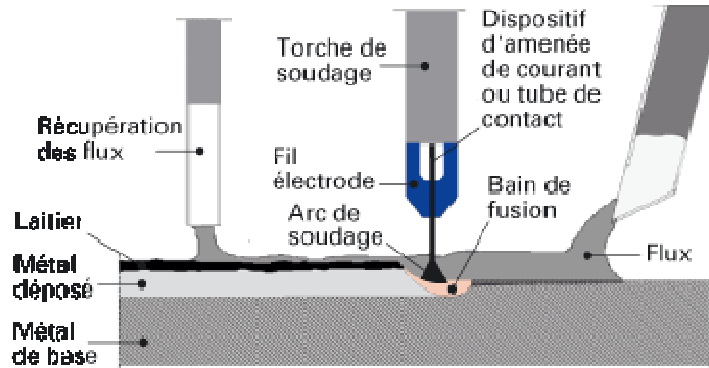


Figure II.14 : procédé automatique de soudage sous flux solide en poudre [TIC25]

Les produits d'apport sont des électrodes enrobées (métal d'apport : ER 308 L/ ASNC de marque AVESTA/SAF) et le flux solide est de type CN 100 (marque SAF).

Les paramètres de la procédure de soudage sont détaillés dans le Tableau II.3 et le cordon de soudure (géométrie et disposition des passes) est représenté en Figure II.15.

Identification des passes		1	2	3 à 11
Nature du courant		C-C	C-C	C-C
Polarité de l'électrode		-	-	+
Ø de l'électrode en mm (non-fusible)		W2	W2	
Ø du métal d'apport		1,6	2	2,4
Gaz autour de l'arc et du bain de fusion	Nature	Argon	Argon	
	Débit	12 L/min	12 L/min	
Intensité (ampères)		90	110	410-440
Tension (volts)		13	14	30-34
Nettoyage après passe		Brossage	Brossage	Brossage
Protection gazeuse sur envers de la soudure	Nature	Azote	Azote	
	Débit	9 L/min	9 L/min	
Préchauffage : $\geq 5^{\circ}\text{C}$				
Préparation des bords : meulage et contrôles visuels				
Traitement thermique après soudage : aucun				
Remarque : température entre passes $< 175^{\circ}\text{C}$				

Tableau II.3 : paramètres de soudage

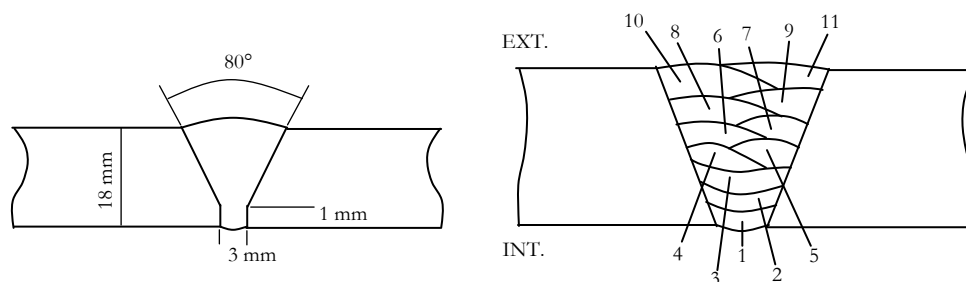


Figure II.15 : représentation du cordon de soudure

Trois configurations de maquettes (Tableau II.2) seront testées :

- Etat 1 = maquette issue du tube sans soudure → état de référence.
- Etat 2 = maquette issue du tube avec soudure non-arasée (indice de contrainte $K_t = 1,7$).
- Etat 3 = maquette issue du tube avec soudure arasée (indice de contrainte $K_t = 1,1$).

II. 4. 2. Mise en œuvre des essais de fatigue

Les essais réalisés sont des essais de fatigue mécanique à déformation imposée. La sollicitation principale appliquée à la maquette est une flexion générant des contraintes positives en peau externe. Tous les essais sont réalisés à une fréquence de 1 Hz, avec un rapport $R_\sigma = 0$, et une déformation initiale non-nulle.

La Figure II.16 montre le montage expérimental retenu et le sens du déplacement imposé à la maquette. Un méplat est usiné sur la partie supérieure de la maquette pour assurer le contact avec la traverse de la machine.



Figure II.16 : montage d'essai de fatigue

Le pilotage de l'essai est réalisé à partir du déplacement du vérin. Le déplacement du vérin a été préalablement calibré manuellement à partir des déformations mesurées par des jauges placées sur la maquette dans la zone d'étude (Figure II.16), zone de déformation locale maximale. Pendant l'essai, on enregistre la force appliquée en fonction de la déformation ou du déplacement de vérin.

Le critère d'arrêt de l'essai est basé sur une chute de 25% du chargement stabilisé, ou 10^6 cycles si ce critère d'arrêt n'est pas atteint (Figure II.17).

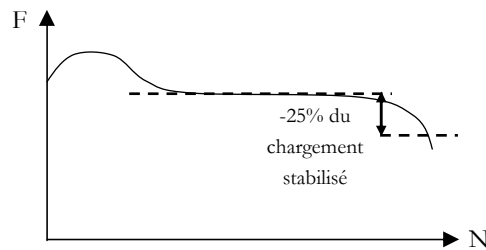


Figure II.17 : critère d'arrêt

Le choix du taux de déformation imposé est basé sur les retours d'expérience pour ce type de matériau (Figure I.6).

Pour un indice de contrainte $K_t=1$, on a :

- $\epsilon_a=1\%$ pour 10^3 cycles,
- $\epsilon_a=0,2\%$ pour 10^5 cycles,
- $\epsilon_a=0,1\%$ pour 10^6 cycles.

Remarque : notre démarche expérimentale ne permet pas d'atteindre des taux de déformation importants (de l'ordre de 1%) sous peine de ruine de la maquette par flambement. Le taux maximal appliqué est de 0,2%.

II. 5. Programme expérimental

La procédure expérimentale démarre par une campagne de mesures de contraintes résiduelles (CR) superficielles, comme décrit sur la Figure II.18.

Des mesures sont faites avant et après la découpe de l'anneau en deux parties, pour en analyser l'effet. La découpe ne se fait pas selon le plan de symétrie de l'anneau : la partie la plus longue est utilisée en fatigue et seules des mesures de CR superficielles y sont réalisées, la partie la plus courte est utilisée pour des mesures de profils de CR dans l'épaisseur (Figure II.18).

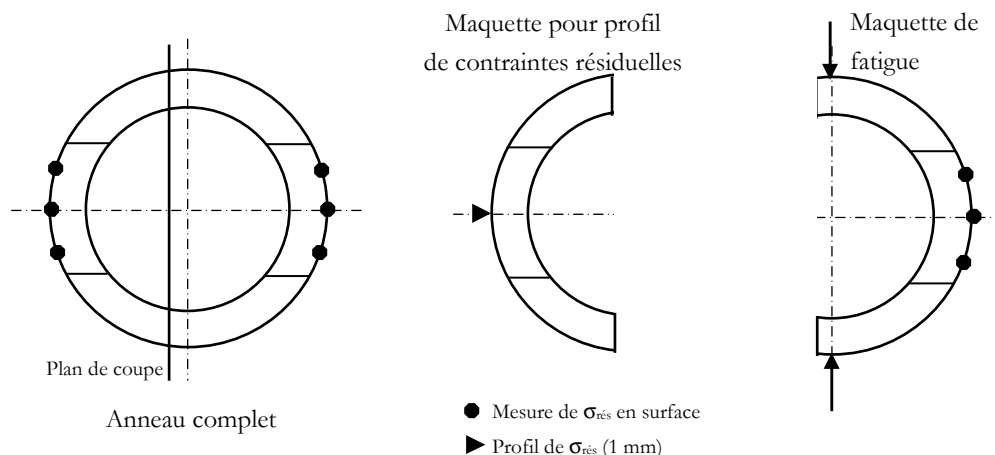


Figure II.18 : points de mesures de contraintes résiduelles

Le Tableau II.4 résume les principales étapes du programme d'essais, pour chaque essai de fatigue, on indique le demi-déplacement du vérin P_a et l'amplitude de déformation ϵ_a de la maquette associée.

Configuration de maquette	Mesure de CR en surface	Profil de contraintes résiduelles	Essai de fatigue			
			Evaluation des CR à 0, 5, 1 000, 11 000 et 111 000 cycles		Sans arrêt jusqu'à fissuration ou 10^6 cycles	
Brute (B)	B1 à B6	B1 et B4 (par diffraction RX et polissage électrolytique)	B6 $P_a = \pm 0,47\text{mm}$ $\epsilon_a = \pm 0,052\%$	B1 $P_a = \pm 0,7\text{mm}$ $\epsilon_a = \pm 0,092\%$	B4 $P_a = \pm 0,8\text{mm}$ $\epsilon_a = \pm 0,093\%$	B2 $P_a = \pm 0,9\text{mm}$ $\epsilon_a = \pm 0,095\%$
Soudée (S)	S1 à S6		S3 $P_a = \pm 0,6\text{mm}$ $\epsilon_a = \pm 0,07\%$	S2 $P_a = \pm 1,07\text{mm}$ $\epsilon_a = \pm 0,121\%$	S1 $P_a = \pm 0,8\text{mm}$ $\epsilon_a = \pm 0,085\%$ (+ analyse de propagation de fissure)	S4 $P_a = \pm 0,9\text{mm}$ $\epsilon_a = \pm 0,094\%$
Soudée-arasée (SA)	SA1 à SA6	SA2-SA3-SA5-SA6 (par DRX + polissage électrolytique jusqu'à 50 microns de profondeur, puis méthode du perçage incrémental)	SA6 $P_a = \pm 0,63\text{mm}$ $\epsilon_a = \pm 0,07\%$	SA2 $P_a = \pm 0,96\text{mm}$ $\epsilon_a = \pm 0,108\%$	SA3 $P_a = \pm 0,9\text{mm}$ $\epsilon_a = \pm 0,094\%$	SA5 $P_a = \pm 1,08\text{mm}$ $\epsilon_a = \pm 0,11\%$
Remarque : P_a = amplitude de déplacement du plateau-vérin ϵ_a = amplitude de déformation						

Tableau II.4 : programme expérimental

Ce tableau permet de visualiser rapidement les essais subis par chaque maquette, référencée par une initiale correspondant à la configuration (**B** pour brute, **S** pour soudée, **SA** pour soudée-arasée) et un chiffre. On précise également les moyens mis en œuvre pour la détermination des contraintes résiduelles.

Un lot de deux maquettes de chaque type sert aussi à l'étude de l'évolution des contraintes résiduelles. Pour cela, on arrête les essais et on mesure les contraintes résiduelles aux nombres de cycles suivants :

- 0 cycle,
- 5 cycles,
- 10^3 cycles,
- 10^4 cycles,
- 10^5 cycles.

La chronologie des essais est la suivante :

- 1- éprouvettes brutes,
- 2- éprouvettes soudées et arasées,
- 3- éprouvettes soudées.

Remarques : cette chronologie est dictée par l'instrumentation en jauge des maquettes et l'obtention des relations déformation – déplacement du vérin.

Selon la configuration, la zone instrumentée par jauges peut varier (Figure II.19).

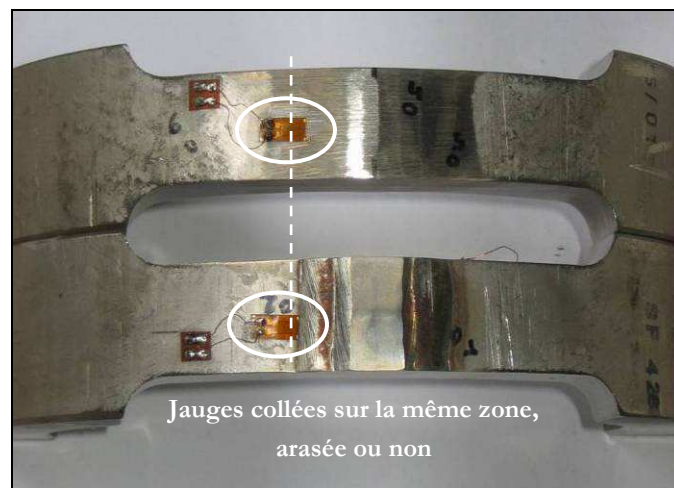


Figure II.19 : emplacement des jauges sur maquettes soudées-arasées (haut) et soudées (bas)

Conclusion du chapitre II

Dans ce chapitre, nous avons mis en place les procédures et les moyens expérimentaux pour obtenir des maquettes adéquates. Un soin particulier est apporté à la réalisation des soudures et des opérations de parachèvement afin d'obtenir des résultats reproductibles. Les modes d'obtention des maquettes soudées et les techniques d'arasage respectent les recommandations du RCC-M.

Tous les matériaux de l'étude sont caractérisés d'un point de vue mécanique et métallurgique.

La démarche expérimentale adoptée permet d'étudier parallèlement les contraintes résiduelles, leur évolution, ainsi que leur influence sur la durée de vie des maquettes. Les états de surface sont caractérisés.

Les paramètres de contrôle et d'arrêt des essais de fatigue adoptés sont basés sur les retours d'expérience dans le domaine.

Chapitre III : Résultats expérimentaux

III. RESULTATS EXPERIMENTAUX

Introduction

Ce chapitre présente les principaux résultats portant sur les contraintes résiduelles et la tenue en service. Les contraintes résiduelles à l'état initial sont déterminées, par méthode de diffraction des rayons X en peau, pour toutes les maquettes (brutes, soudées, soudées-arasées). Le suivi de l'évolution des contraintes résiduelles est réalisé lors des essais de fatigue. Le profil des contraintes résiduelles est déterminé par les méthodes de diffraction des RX et du perçage incrémental.

Une analyse métallurgique et mécanique permet de compléter la caractérisation des matériaux. Les états de surface, avant et après arasage, sont caractérisés par leur rugosité.

La tenue en service est caractérisée par les essais de fatigue, les différentes configurations (brutes, soudées, soudées-arasées) sont étudiées à des niveaux de chargement différents.

L'objectif de cette partie est d'évaluer l'influence des opérations de parachèvement mécanique et des contraintes résiduelles sur la tenue en service. Une étude spécifique est consacrée à la vitesse de propagation de fissure sur une maquette soudée.

III. 1. Caractérisation des maquettes

Pour rappel, les maquettes étudiées sont issues d'un tube en acier inoxydable 304L, avec ou sans soudure. Les propriétés des matériaux, les opérations de soudage et de finition de surface sont conformes aux recommandations du RCC-M.

Dans ce paragraphe, on donnera les principales caractéristiques chimiques, métallurgiques et mécaniques nécessaires à l'étude.

III. 1. 1. *Composition chimique*

La composition chimique du métal composant le tube (métal de base) et celle du métal d'apport de la soudure sont déterminées par spectrométrie par étincelage. Les teneurs pondérales de chaque élément d'alliage figurent dans le Tableau III.1.

	C	Cr	Ni	Cu	Mn	Si	Ti	V
Métal de base (tube) Acier AISI 304L	0,008	18,35	9,75	0,175	1,83	0,30	0,022	0,09
Métal d'apport (soudure) Acier AISI 308L	0,007	19,00	9,25	0,035	1,59	0,50	0,002	0,095

Tableau III.1 : composition chimique (en % massique)

Les valeurs, conformes à la norme NFA 49117, sont celles d'un acier de type X2 CR-Ni 18-9.

III. 1. 2. Propriétés mécaniques

Les caractéristiques mécaniques à température ambiante sont déterminées au moyen d'essais de traction selon la norme NF EN 10002-1. Des mesures de dureté H_{v30} sont réalisées sur les joints soudés. Le Tableau III.2 récapitule les principales valeurs.

	$R_{p0,2\%}$	R_m	A	H_{v30}		
Métal de base	266 MPa	591 MPa	53%	160		
Métal d'apport	390 MPa	579 MPa	52%	Métal d'apport	ZAT	Métal de base
				205	187	160

Tableau III.2 : caractéristiques mécaniques des maquettes

Deux éprouvettes sont prélevées dans le sens long du métal de base (MB) et deux autres dans le même sens du métal d'apport (MA) du joint soudé. Des essais de traction sont menés sur les quatre éprouvettes. Les courbes rationnelles de traction associées sont données par la Figure III.1.

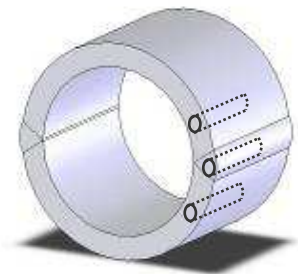
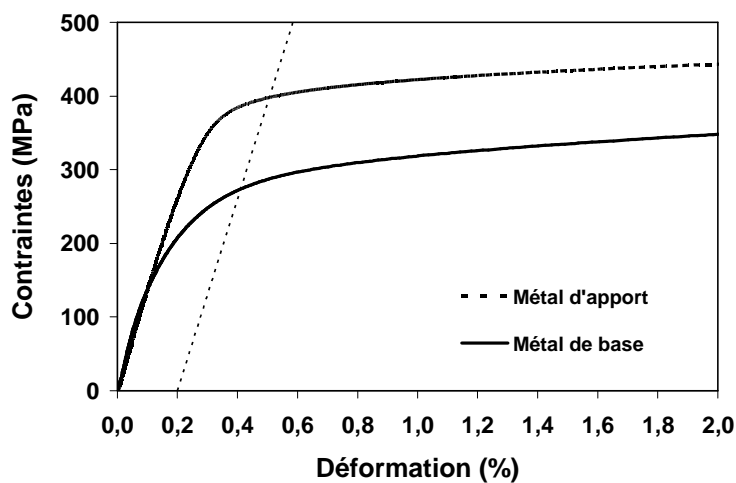


Figure III.1 : courbes de traction rationnelles

On remarque que le métal d'apport présente des caractéristiques mécaniques, en limite élastique et charge à la rupture, supérieures à celle du métal de base. La limite élastique à 0,2% du métal d'apport est supérieure de 125 MPa par rapport au métal de base. Dans le domaine élastique, les deux matériaux ont des modules de Young très proches.

III. 1. 3. Observations métallographiques

Des coupes macrographiques transversales et longitudinales d'une soudure sont réalisées sur une maquette soudée en acier 304L (Figure III.2), elles permettent de distinguer les différentes passes du cordon de soudure.

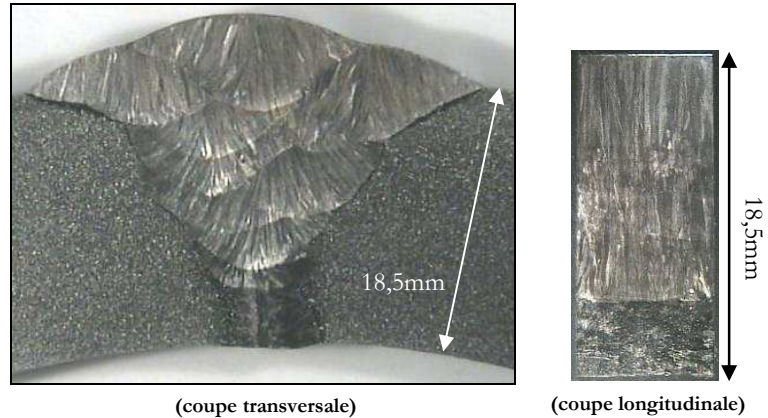


Figure III.2 : macrographies de soudures longitudinales de maquettes soudées

On observe une texture hétérogène, avec de gros grains colonnaires orientés perpendiculairement au sens du cordon pour chaque passe. Le métal de base du tube présente une texture uniforme.

On retrouve cette différence d'orientation au niveau microscopique. La Figure III.3 montre la microstructure de la zone de transition et révèle une structure austénitique. On constate un grossissement significatif des grains dans la zone de transition, sur 400 microns de large.

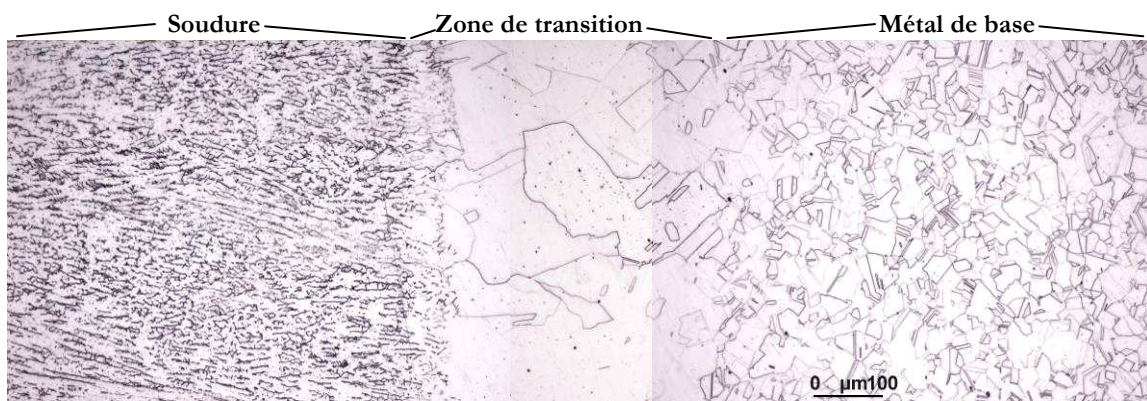


Figure III.3 : microstructure de la zone de transition soudure-métal de base, anneau en 304L

Le taux de ferrite résiduelle est mesuré à l'aide d'un ferritescope dans la soudure. Il s'élève en moyenne à 10% (résultat conforme au diagramme de Schaeffler).

Pour les maquettes arasées, les microstructures observées (Figure III.4) ne présentent pas de grossissement de grains. La taille des grains est comparable à celle observée à cœur des échantillons. Ceci ne permet pas de caractériser l'effet de l'arasage en peau, ce qui nécessite l'utilisation d'une méthode d'indentation généralement employée pour déterminer les films minces [CHI94] [CHI95].

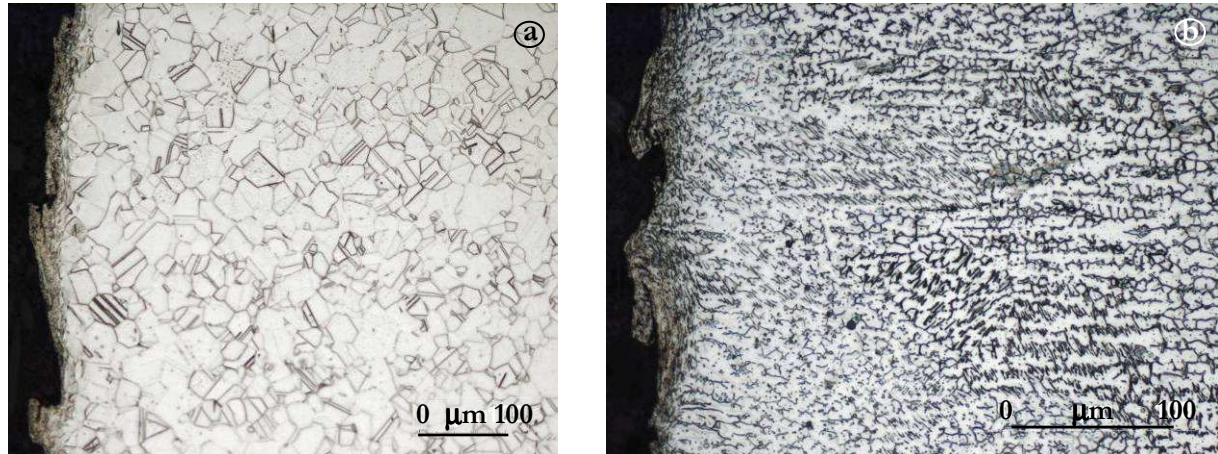


Figure III.4 : micrographies des surfaces arasées en métal de base (a) et métal d'apport (b)

Cette méthode consiste à mesurer la dureté en extrême surface, par des indentations effectuées perpendiculairement à la surface arasée et sous des charges croissantes. Le principe est de caractériser par indentation des profondeurs de plus en plus grandes en utilisant des charges d'indentation croissantes. Notre objectif est d'évaluer la profondeur affectée par l'opération d'arasage.

Deux maquettes soudées-arasées sont testées avec des charges comprises entre 1 N et 500 N. La Figure III.5 représente la moyenne de la dureté Vickers en fonction de l'inverse de la longueur diagonale de l'empreinte d . En l'absence d'arasage, la dureté du matériau de base est de l'ordre de 200 Hv.

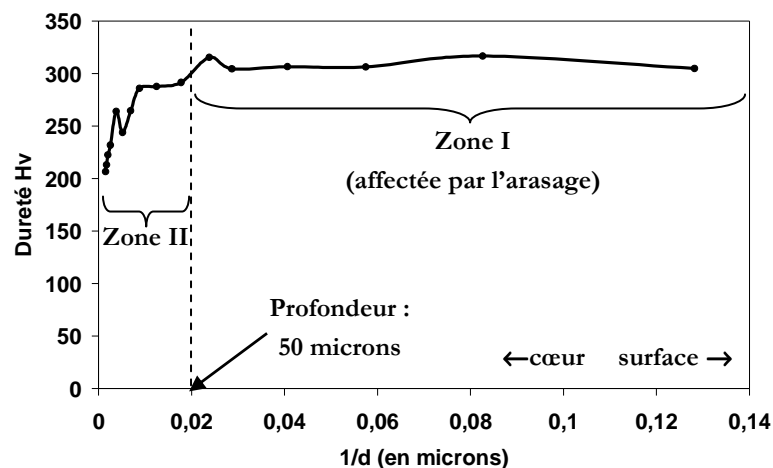


Figure III.5 : profil de dureté Vickers sur maquettes soudées-arasées

La courbe obtenue montre une partie où la dureté est constante (zone I, de l'ordre de 300 Hv), puis une partie (zone II) où la dureté est décroissante jusqu'à la valeur à cœur (200 Hv, en accord avec la valeur présentée dans le Tableau III.2). La zone I correspond au comportement de la zone écrouie lors de l'opération d'arasage. La décroissance observée pour les charges élevées correspond à la perte d'influence de la zone affectée par l'arasage sur le matériau non-affecté. Selon les travaux de Jönsson et Hogmark [JON84], la transition entre ces deux zones se produit lorsque la diagonale d'empreinte d est égale à l'épaisseur de la zone affectée par l'opération d'arasage.

On peut conclure que l'écrouissage issu de l'opération d'arasage affecte le matériau sur une profondeur de l'ordre de 50 microns.

III. 1. 4. Mesure de la température lors du meulage

Les études sur l'arasage montrent que la température lors de cette opération peut atteindre des valeurs relativement élevées et joue un rôle important dans la genèse des contraintes résiduelles. En complément de la caractérisation de la structure métallurgique et de la profondeur de la couche écrouie, nous avons effectué des mesures de température lors du passage de la meule, par thermographie infrarouge, à l'aide d'une caméra de marque CEDIP type Jade III (Figure III.6).

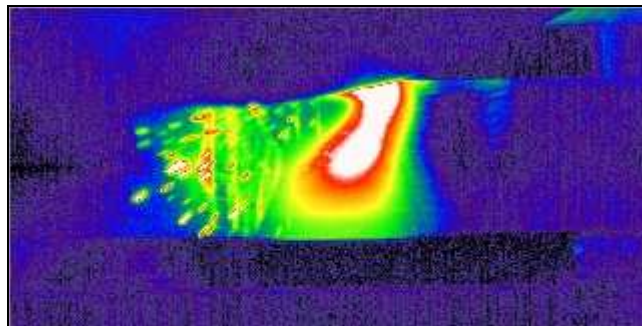


Figure III.6 : opération d'arasage en thermographie infrarouge

Cette technique permet la mesure de la température sans contact, avec ses variations temporelles et spatiales. Le système d'acquisition, équipé de détecteurs quantiques, est conçu pour transformer l'image captée dans le domaine infrarouge, fonction de la luminance de l'objet observé, en une image visible et analysable.

L'acquisition des images est réalisée à une fréquence de 50 Hz, pour un temps d'intégration de 305 ms. Le système est étalonné à l'aide de prises de température par thermocouples sur la surface de l'échantillon arasé. L'émissivité de la zone arasée est corrigée à l'aide d'un corps de référence proche du corps noir idéal, elle est estimée à 0,3 (la littérature donne une valeur de 0,2 pour le même matériau poli à température ambiante [TIR27]).

La température est mesurée en surface de l'échantillon juste après le passage de la meule, la valeur peut donc être légèrement sous-estimée. Pour un enlèvement de matière de 0,2 mm, on atteint une température maximale de l'ordre de 350°C (Figure III.7).

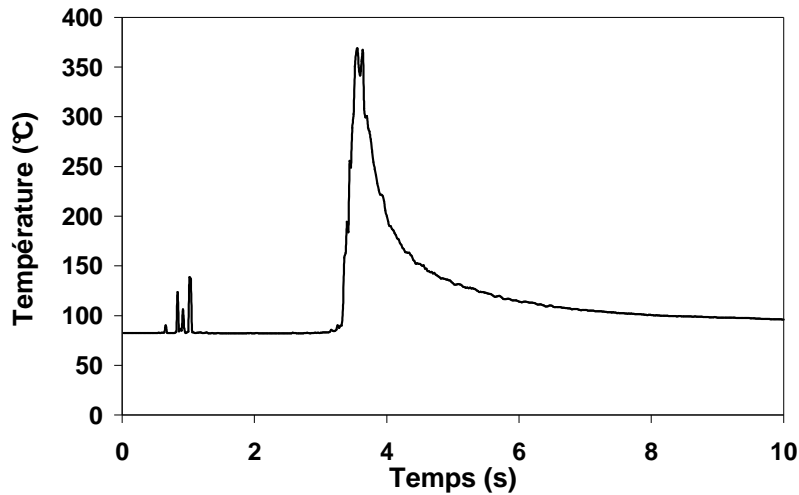


Figure III.7 : profil de température lors de l'opération d'arasage

Remarque : [BLE03] a déterminé à l'aide de thermocouples, sur un acier inoxydable austénitique 316L, que la température atteignait environ 400°C pour des conditions d'arasage similaires.

A ces températures, l'acier étudié ne subit aucune transformation structurale.

III. 1. 5. Rugosité

Plusieurs auteurs associent l'état de surface à la rugosité et aux contraintes résiduelles. La rugosité peut engendrer, par les effets d'entaille, des concentrations de contraintes en peau, qui peuvent défavoriser la tenue en fatigue. Dans notre étude, les rugosités ont été mesurées sur les maquettes le permettant.

Ces mesures de rugosité sont effectuées selon une génératrice de l'anneau. Pour les maquettes soudées-arasées ceci correspond au sens perpendiculaire aux stries d'arasage (Figure III.8).

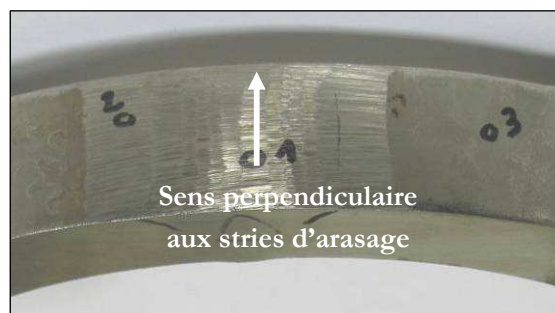


Figure III.8 : direction d'avancée du palpeur

Remarque : l'état de surface des cordons de soudure ne permet pas d'effectuer des mesures de rugosité (valeurs hors limite du rugosimètre).

On constate que toutes les rugosités, pour les maquettes soudées-arasées (Tableau III.4), sont supérieures à celles mesurées sur les maquettes brutes (Tableau III.3). L'augmentation est de 45% en moyenne. Dans les deux cas, les résultats répondent aux exigences (en moyenne pour les maquettes soudées-arasées) des normes de fabrication. Celles-ci imposent une valeur du paramètre R_a inférieure à $6,3 \mu\text{m}$.

Maquettes	B1	B2	B4	B6		Moyenne
Ra	2,4	2,74	3,46	5,19	5,7	$3,90 \pm 1,47$
Rq	3,07	3,47	4,55	6,14	6,81	$4,81 \pm 1,63$
Rt	18	17,8	23	29,4	31,3	$23,90 \pm 6,28$
Rmax	18	17,8	23	29,4	31,3	$23,90 \pm 6,28$

Tableau III.3 : mesures de rugosité (en μm) des maquettes brutes

Maquettes	SA2				SA3		SA5			SA6		Moyenne
Ra	6,75	3,56	4,09	2,03	4,05	3,97	8,71	8,74	3,5	11,33	6,06	$5,71 \pm 2,87$
Rq	8,47	4,44	5,17	2,59	5,18	5,04	11,14	10,53	4,32	13,08	7,32	$7,03 \pm 3,35$
Rt	42,2	30,8	29,7	15,6	27,6	28,4	56,3	44,4	24	56,3	32,8	$35,28 \pm 13,01$
Rmax	42,2	30,8	29,7	15,6	27,6	28,4	56,3	44,4	24	56,3	32,8	$35,28 \pm 13,01$

Tableau III.4 : mesures de rugosité (en μm) des maquettes soudées-arasées

III. 1. 6. Vérification dimensionnelle

Différentes opérations mécaniques et de soudage ont été nécessaires à l'obtention des maquettes d'essai. Toutes ces opérations peuvent influencer sur les dimensions de nos maquettes. De plus, le type d'essai de fatigue peut engendrer une perte de rigidité qui se traduit à son tour par des variations dimensionnelles. Afin de vérifier ces modifications dimensionnelles, le diamètre extérieur des maquettes est mesuré :

- avant et après soudage,
- avant et après découpe,
- avant et après essai de fatigue.

La Figure III.9 regroupe les résultats de mesure pour les trois types d'éprouvettes (brutes, soudées et soudées-arasées), avant et après découpe en demi-anneaux (partie gauche du graphique). Après essais de fatigue (partie droite), les résultats sont donnés en fonction du niveau de déplacement imposé.

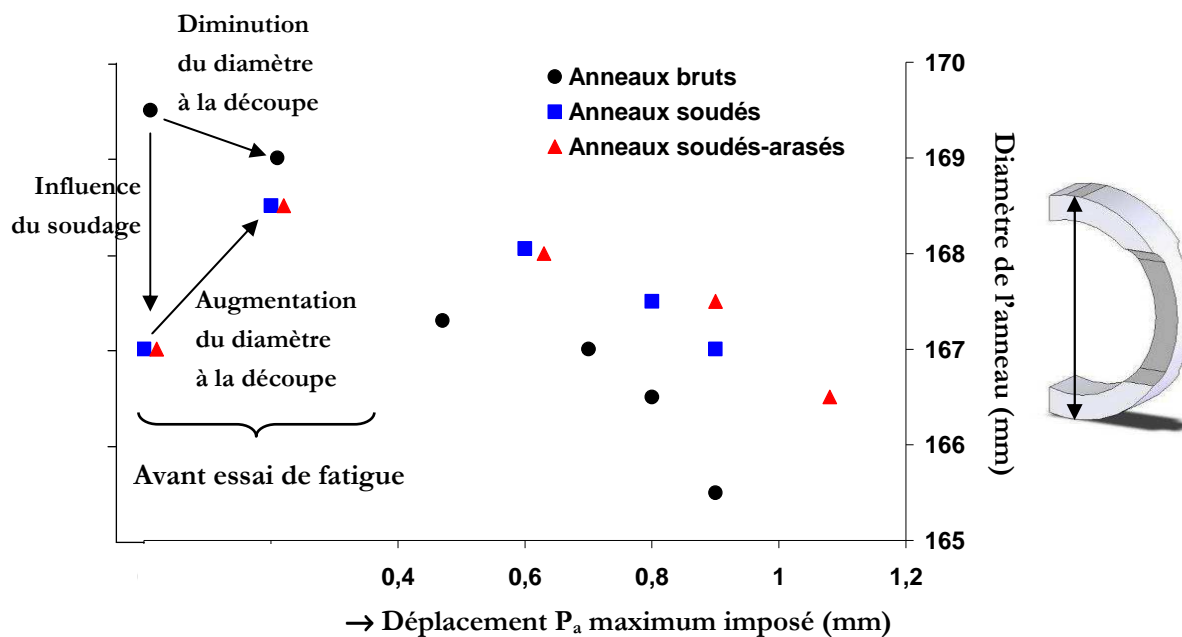


Figure III.9 : évolution du diamètre externe des maquettes en fonction des opérations de soudage, de découpe et des essais de fatigue

On constate que la réalisation des joints soudés entraîne une modification importante de la géométrie globale des maquettes (chute de 2,5 mm du diamètre extérieur). La phase de découpe provoque une chute de 0,5 mm pour les maquettes brutes, et une augmentation de 1,5 mm pour les maquettes soudées et soudées-arasées. L'arasage n'apporte pas de modifications dimensionnelles.

Ces observations se retrouvent également dans le comportement lors de l'opération de découpe : les anneaux bruts « se sont refermés » légèrement sur le disque de découpe, alors que les anneaux soudés et soudés-arasés « se sont ouverts ».

L'ensemble de ces observations donne une indication sur l'état général en traction ou en compression des éprouvettes, ce qui est confirmé par les mesures de contraintes résiduelles en peau (paragraphe III. 2.).

La seconde partie du graphique montre la diminution du diamètre extérieur en fonction de l'augmentation du déplacement imposé. Ceci traduit une plastification globale des maquettes, quelle que soit leur type. Cette chute, plus importante pour les maquettes brutes, met en évidence une différence de comportement en présence des joints soudés. Les maquettes soudées et soudées-arasées sont plus rigides et peuvent supporter des chargements plus importants.

III. 2. Contraintes résiduelles

Dans cette étude, on caractérise l'influence des contraintes résiduelles (CR) sur la tenue en service. Ces CR, d'origines thermique et mécanique, peuvent atteindre des niveaux importants et affecter des zones plus ou moins profondes. On les détermine en peau et dans l'épaisseur, et on étudie leur stabilité dans le temps.

Les mesures sont réalisées majoritairement à l'aide d'un système portable de diffraction des rayons X, et complétées en cas de nécessité par la méthode du perçage incrémental.

La démarche expérimentale englobe plusieurs campagnes de mesures, organisées par configuration de maquette (brutes, soudées-arasées puis soudées). L'évolution des CR, avant et après découpe, et au cours du temps, est abordée par des mesures au cours des essais de fatigue.

Les résultats présentés dans cette partie concernent les contraintes circonférentielles, contraintes principales les plus importantes.

III. 2. 1. *Maquettes brutes*

Un échantillon annulaire en acier 316L à l'état hyperefflué a servi de référence pour la mesure des CR. La CR circonférentielle moyenne en peau externe est de l'ordre de -340 MPa. On constate un état général de compression en peau externe.

Contraintes résiduelles à l'état initial

Les mesures sur anneaux bruts, présentées dans le Tableau III.5, ont été réalisées en surface et selon la direction circonférentielle de six maquettes (référéncées B1 à B6). Les points de mesure sont disposés sur chaque maquette selon la Figure III.10.

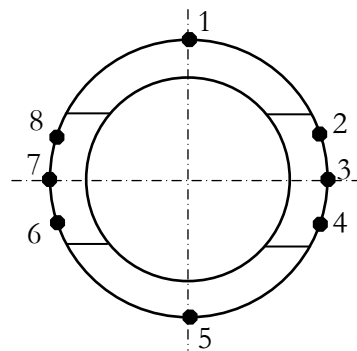


Figure III.10 : disposition des points de mesure de CR sur anneaux bruts

Point de mesure	Anneau B1	Anneau B2	Anneau B3	Anneau B4	Anneau B5	Anneau B6
1	-114±20	-314±19	-30±12	150±10	95±18	-181±25
2	-104±11	-177±18	174±18	-113±8	249±10	-134±20
3	-22±23	75±19	44±10	-39±10	80±22	-90±9
4	-1±15	-48±23	-85±13	-169±14	-262±17	-223±25
5	-246±14	-106±13	-207±24	-67±34	-55±22	-160±11
6	-212±17	-89±13	-147±18	-291±22	-114±22	-161±21
7	-	-171±29	45±19	-145±7	-62±19	-193±13
8	-265±14	-140±31	-47±13	-131±14	57±11	-273±24
Moyenne	-138±16	-121±21	-32±16	-100±15	-2±18	-177±18

Tableau III.5 : CR sur anneaux bruts avant découpe (en MPa)

Deux anneaux (B3 et B5, colonnes surlignées dans le tableau ci-dessus) présentent des valeurs hétérogènes sur la circonférence de l'anneau (une moitié en traction, l'autre en compression, et une ligne médiane de CR nulles), ce qui laisse supposer que ces anneaux ont été écrasés. Ils sont de ce fait écartés de la campagne d'essais.

On constate un état général de compression (moyenne de l'ordre de -180 ± 18 MPa). Ce niveau plus faible en moyenne par rapport à l'anneau de vérification en acier 316L peut s'expliquer par les opérations de réalisation de l'épaulement. L'état général de compression est en accord avec les observations du paragraphe III. 1. 6. : les anneaux bruts « se sont refermés » sur le disque de découpe lors de la phase de découpe.

On s'appuie sur les résultats de cette série de mesures pour sélectionner les parties d'anneau qui serviront lors des essais de fatigue, parties présentant des niveaux de CR homogènes (points 6, 7 et 8 des anneaux B1, B2, B4 et B6, selon la Figure III.10).

Ces anneaux sont découpés et les CR aux points 6, 7 et 8 sont déterminées. Le Tableau III.6 regroupe ces résultats après découpe. En complément, les CR au niveau de la zone de découpe sont vérifiées, afin de caractériser l'influence de la découpe. On remarque que celle-ci est très limitée puisqu'on retrouve l'état de contraintes moyen à quelques millimètres de la zone de découpe.

Point de mesure	Maquette B1	Maquette B2	Maquette B4	Maquette B6
6	-159±16	-49±11	-297±24	-94±19
7	-	-129±19	-131±8	-109±10
8	-223±8	-127±30	-132±16	-182±21

Tableau III.6 : CR sur maquettes brutes après découpe (en MPa)

On constate que l'opération de découpe entraîne une faible chute du niveau moyen des CR qui restent de compression (-150 ± 16 MPa).

Cet état général est propre à la géométrie tubulaire avec une forte épaisseur des maquettes ; des mesures réalisées sur des maquettes ayant subi un chargement plastique puis un traitement d'hypertrempe donnent des résultats similaires.

Le Tableau III.7 synthétise les valeurs de contraintes résiduelles avant et après découpe, sur les maquettes brutes servant aux essais de fatigue.

	Maquette B1	Maquette B2	Maquette B4	Maquette B6
<i>Avant découpe</i>	-241±14	-127±22	-158±20	-196±17
<i>Après découpe</i>	-191±12	-102±20	-187±16	-128±17

Tableau III.7 : CR sur maquettes brutes avant et après découpe (en MPa)

Remarque : les quatre maquettes servent aux essais de fatigue, les maquettes B1 et B6 sont utilisées en plus pour la caractérisation de l'évolution des CR dans le temps. Ce choix est basé sur le niveau moyen des CR dans la zone d'étude.

Contraintes résiduelles après cyclage

Lors des essais de fatigue, on suit l'évolution des CR. Pour cela les essais sont régulièrement interrompus, à des nombres de cycles imposés, pour effectuer des mesures de CR. Cette démarche est appliquée aux maquettes B1 et B6, soumises à des chargements différents. La maquette B1 est soumise à un déplacement plus important ($P_a = \pm 0,7$ mm, à $R_\sigma = 0$) que la maquette B6 ($P_a = \pm 0,47$ mm). Celui-ci reste dans le domaine élastique tandis que B1 passe légèrement dans le domaine plastique. Le Tableau III.8 récapitule les principaux résultats de relaxation.

<i>Nombre de cycles</i>		0	5	1 000	11 000	111 000	1 000 000
<i>Maquette B1</i> <i>P_a = ±0,7 mm</i>	<i>Point 6</i>	-159±16	21±17	33±17	24±13	32±11	33±17
	<i>Point 8</i>	-223±8	80±6	92±10	96±8	74±9	75±7
	<i>Moyenne</i>	-191±12	51±12	63±14	60±11	53±10	54±12
<i>Nombre de cycles</i>		0	5	1 000	11 000	111 000	1 000 000
<i>Maquette B6</i> <i>P_a = ±0,47 mm</i>	<i>Point 6</i>	-94±19	-43±19	-38±16	-41±24	-55±20	-48±24
	<i>Point 7</i>	-109±10	-52±9	-49±12	-46±10	-54±13	-61±10
	<i>Point 8</i>	-182±21	-104±17	-105±18	-92±19	-101±19	-86±18
	<i>Moyenne</i>	-128±17	-66±15	-64±15	-60±18	-70±17	-65±17

Tableau III.8 : évolution des CR (en MPa)
en fonction du nombre de cycles sur maquettes brutes

On constate qu'au cours de l'essai, les CR, initialement de compression pour la maquette B1, évoluent en quelques cycles et changent de signe pour passer à des contraintes de traction très faibles. Ceci peut s'expliquer par le niveau important des contraintes maximales appliquées, de l'ordre de 400 MPa en peau externe, à comparer à la limite élastique du matériau, de l'ordre de 270 MPa. Ce nouvel état de CR est ensuite stable au cours du reste de l'essai.

Pour la maquette B6, chargée dans le domaine élastique, on constate une évolution partielle des CR lors des premiers cycles de l'essai, puis une stabilisation au cours du reste de

l'essai. L'état général de compression est partiellement conservé (niveau de contraintes appliquées de l'ordre de 270 MPa).

On peut à ce stade conclure, pour une maquette brute, que l'évolution est plus importante lorsque la contrainte appliquée dépasse la limite élastique du matériau, et que cette évolution se produit lors des premiers cycles.

III. 2. 2. Maquettes soudées-arasées

Pour les maquettes soudées-arasées, la caractérisation des contraintes résiduelles en surface est spécifique à chaque zone métallurgique du joint soudé : le métal d'apport (repéré MA), la zone affectée thermiquement (ZAT), et le métal de base (MB).

Contraintes résiduelles à l'état initial

Les mesures de CR sont réalisées (selon la Figure III.11) sur les six anneaux soudés-arasés.

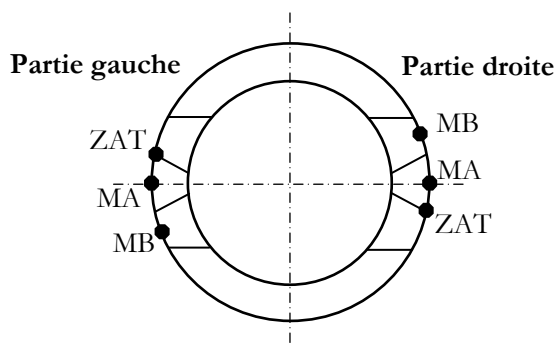


Figure III.11 : disposition des points de mesure de CR sur anneaux soudés-arasés

Point de mesure	Anneau SA1		Anneau SA2		Anneau SA3		Moyenne	
	Gauche	Droite	Gauche	Droite	Gauche	Droite	MA	903±10
MA	880±17	795±5	782±7	1065±13	953±10	809±6		
ZAT	746±10	835±7	972±11	1133±10	756±9	723±9		
MB	160±14	172±13	152±6	234±11	245±11	80±11		
Point de mesure	Anneau SA4		Anneau SA5		Anneau SA6		MB	192±14
	Gauche	Droite	Gauche	Droite	Gauche	Droite		
MA	938±18	1026±9	1079±12	938±18	1026±9	1079±12	MB	192±14
ZAT	923±7	934±6	914±8	923±7	934±6	914±8		
MB	263±13	106±9	166±9	263±13	106±9	166±9		

Tableau III.9 : CR sur anneaux soudés-arasés avant découpe (en MPa)

Les CR sont de traction (Tableau III.9), ce phénomène se vérifie lors de la découpe de l'anneau (paragraphe III. 1. 6.).

Etant donné l'hétérogénéité structurale de la zone soudée, on remarque des niveaux de CR différents selon les zones. La zone arasée couvre le cordon de soudure (MA) et la ZAT, et est le siège de CR plus élevées (environ 900 ± 9 MPa alors que le reste de l'anneau est aux alentours de 190 ± 14 MPa).

Le choix des quatre maquettes destinées aux essais de fatigue (SA2, SA3, SA5 et SA6) est basé sur l'état de surface de la zone arasée qui répond au mieux aux recommandations du RCC-M (absence d'irrégularité, de discontinuité et de concavité en surface). Les anneaux SA1 et SA4 sont écartés de la campagne d'essais et les maquettes SA6 et SA2 sont utilisées en plus pour la caractérisation de l'évolution des CR.

La démarche étant similaire à celle des maquettes brutes, les mêmes points de mesure sont repris après découpe. Le Tableau III.10 donne les valeurs de CR avant et après découpe, sur les maquettes servant aux essais de fatigue.

		Maquette SA2	Maquette SA3	Maquette SA5	Maquette SA6	Moyenne
<i>Avant découpe</i>	<i>MA</i>	782±7	953±10	1079±12	796±8	902±9
	<i>ZAT</i>	972±11	756±9	914±8	962±5	901±8
	<i>MB</i>	152±6	245±11	166±9	241±26	201±13
<i>Après découpe</i>	<i>MA</i>	673±6	738±9	897±11	667±9	744±9
	<i>ZAT</i>	815±9	622±10	774±10	812±7	756±9
	<i>MB</i>	70±10	125±9	36±10	75±19	76±12

Tableau III.10 : CR sur maquettes soudées-arasées avant et après découpe (en MPa)

On constate que, pour les maquettes soudées-arasées, la découpe entraîne une chute du niveau des CR, homogène sur les trois zones de mesure (de l'ordre de 150 MPa). Cette chute est relativement plus importante sur le métal de base que sur la zone arasée (chute de 60% pour le métal de base et 16% pour la zone arasée).

Contraintes résiduelles après cyclage

L'évolution des CR est suivie lors des essais de fatigue, comme dans le cas précédent. Pour cela les essais sont régulièrement interrompus, à des nombres de cycles imposés, pour effectuer des mesures de CR. Cette démarche est appliquée aux maquettes SA2 et SA6, soumises à des chargements différents. La maquette SA2 est soumise à un déplacement plus important ($P_a = \pm 0,96$ mm, à $R_\sigma = 0$) que la maquette SA6 ($P_a = \pm 0,63$ mm). Le Tableau III.11 récapitule les principaux résultats.

Nombre de cycles		0	5	1 000	10 000	111 000	512 000
Maquette SA2 <i>Pa=±0,96 mm</i>	MA	673±6	657±16	591±11	657±16	587±8	551±7
	ZAT	815±9	652±11	645±9	632±11	640±7	625±6
	MB	70±10	210±11	207±10	202±12	196±9	196±10
Maquette SA6 <i>Pa=±0,63 mm</i>	MA	667±9	652±10	649±12	631±11	645±12	
	ZAT	812±7	781±7	780±9	780±9	777±8	
	MB	75±19	84±20	76±16	77±17	74±17	

Tableau III.11 : évolution des CR (en MPa)
en fonction du nombre de cycles sur maquettes soudées-arasées

Pour les deux maquettes soudées-arasées, l'évolution des contraintes résiduelles a toujours lieu au cours des premiers cycles. L'état global reste en traction à des niveaux élevés, le chargement appliqué ne permettant pas d'effacer cet état.

Dans le métal d'apport, le niveau de CR initial passe de 670 ± 6 MPa à 630 ± 12 MPa en quelques cycles puis se stabilise. La chute reste très faible (6%), quel que soit le chargement appliqué.

Pour la zone affectée thermiquement, l'évolution des CR dépend du niveau de chargement appliqué. La chute des CR est plus importante pour la maquette ayant subi le chargement le plus important (20% pour SA2 contre 4% pour SA6). L'évolution des CR dans la ZAT est sensible au niveau du chargement.

Le niveau de chargement influence la redistribution des CR dans le métal de base. Pour le niveau de chargement élevé, la contrainte résiduelle de traction augmente (de 70 ± 10 à 200 ± 11 MPa) alors qu'elle diminue dans les autres zones, ce qui laisse présager une initiation de fissuration dans cette zone.

Pour le chargement inférieur (SA6), le niveau des CR dans le métal de base n'est pas modifié.

On peut conclure qu'il y a une redistribution non-homogène des contraintes, due probablement à la différence de propriétés mécaniques des trois zones (paragraphe III. 1. 2.). Dans ce cas, contrairement à un matériau homogène, on parlera de redistribution des contraintes plutôt que de relaxation.

Comparaison intermédiaire des résultats

La comparaison des résultats obtenus sur les maquettes brutes et soudées-arasées montre que :

- les CR initiales sont de signes opposés : les maquettes brutes présentent un état de compression et les soudées-arasées un état de traction,
- l'évolution des CR jusqu'à stabilisation se déroule lors des premiers cycles dans les deux cas,

- le niveau de CR stabilisé est élevé pour les maquettes soudées-arasées (de l'ordre de 700 MPa en zone arasée) et très faible pour les maquettes brutes.

III. 2. 3. Maquettes soudées

Cette partie concerne la détermination des CR sur les maquettes soudées sans parachèvement. Cette configuration présente des irrégularités géométriques et structurales, ce qui rend complexe, voire impossible, la détermination des CR par diffraction des rayons X.

En effet la mesure de la déformation des plans cristallins de la matière est basée sur la diffraction des rayons X sur la surface de l'échantillon. Ceci nécessite en surface une texture uniforme (état de surface géométrique et structural régulier et représentatif du reste de l'échantillon).

Le joint soudé étudié est réalisé en 9 passes avec une taille et une disposition particulières, notamment en sommet du cordon. Les macrographies du joint soudé (Figure III.2, p. 87) indiquent que la dernière passe comporte de très gros grains colonnaires, défavorables à la précision de la mesure par diffraction des rayons X.

Malgré les soins expérimentaux d'usage, nous n'avons pas réussi à améliorer la dispersion des résultats obtenus par diffraction des rayons X sur le cordon de soudure. Par contre, les résultats obtenus sur la ZAT ne présentent pas de dispersion et permettront de caractériser les maquettes soudées.

Contraintes résiduelles à l'état initial

Les CR sont déterminées dans la ZAT, avant découpe des anneaux, sur les trois zones représentées en Figure III.12. Ces zones sont nommées ZAT sup et ZAT inf pour la partie de la maquette servant aux essais de fatigue. La dernière zone correspond à la partie courte de la maquette, dédiée à la détermination du profil des CR.

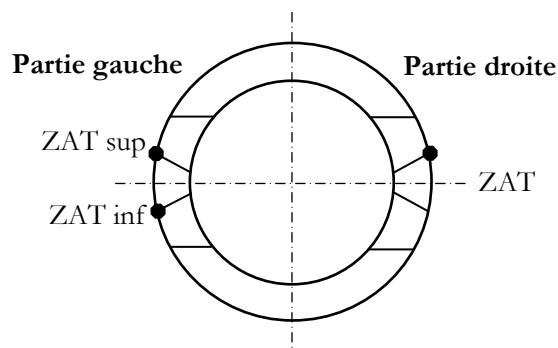


Figure III.12 : disposition des points de mesure CR sur anneaux soudés

Pour les six maquettes soudées, les résultats sont présentés dans le Tableau III.12.

<i>Point de mesure</i>	Anneau S1	Anneau S2	Anneau S3	Anneau S4	Anneau S5	Anneau S6
<i>ZAT gauche sup</i>	263±15	412±21	561±14	432±16	611±7	498±15
<i>ZAT gauche inf</i>	259±9	597±10	552±12	299±22	391±13	391±16
<i>ZAT droite</i>	392±19	306±17	344±12	401±19	383±19	431±12
<i>Moyenne</i>	305±14	438±16	486±13	377±19	462±13	440±14

Tableau III.12 : CR sur anneaux soudés avant découpe (en MPa)

Les CR dans la ZAT des anneaux soudés sont de traction (420 ± 15 MPa en moyenne). Cet état global est confirmé par le comportement en ouverture lors de la phase de découpe (paragraphe III. 1. 6.).

Le niveau de ces CR est moins élevé que celui dans les mêmes zones sur les anneaux soudés-arasés (890 ± 8 MPa en moyenne). Dans la ZAT, l'opération d'arasage entraîne une augmentation importante ($+470$ MPa) des contraintes résiduelles circonférentielles.

Sachant que l'exécution des deux cordons de soudure n'est pas réalisée simultanément, l'état de CR résultant n'est pas identique sur les deux cordons. Les opérations de soudage peuvent engendrer des défauts géométriques plus ou moins importants. C'est pourquoi le choix des quatre maquettes destinées aux essais de fatigue est basé sur l'état de surface global des maquettes. Les maquettes S5 et S6 présentaient des défauts de surface, elles sont écartées de la campagne d'essais (résultats surlignés dans le tableau ci-dessus).

Les mêmes points de mesure ont été repris après l'opération de découpe des quatre maquettes sélectionnées. Le Tableau III.13 récapitule les valeurs des CR.

<i>Point de mesure</i>	Maquette S1	Maquette S2	Maquette S3	Maquette S4
<i>ZAT gauche sup</i>	119±13	424±9	362±12	212±24
<i>ZAT gauche inf</i>	124±16	393±13	412±15	147±12
<i>ZAT droite</i>	159±14	129±14	96±12	206±12
<i>Moyenne</i>	134±14	315±12	290±13	188±16

Tableau III.13 : CR sur maquettes soudées après découpe (en MPa)

On constate une chute des CR (150 MPa en moyenne), semblable à celle observée sur les anneaux soudés-arasés. Cette observation est en accord avec l'augmentation du diamètre externe observée lors de la découpe.

Le Tableau III.14 synthétise les valeurs des CR avant et après découpe. Les maquettes S2 et S3 sont utilisées pour la caractérisation de l'évolution des CR.

	Maquette S1	Maquette S2	Maquette S3	Maquette S4
<i>Avant découpe</i>	261±12	505±16	557±13	365±19
<i>Après découpe</i>	121±14	408±11	387±14	180±18

Tableau III.14 : CR sur maquettes soudées avant et après découpe (en MPa)

Contraintes résiduelles après cyclage

Pour le suivi des CR dans le temps, la même démarche que pour les maquettes brutes et soudés-arasées est appliquée aux maquettes soudées S2 et S3.

Les chargements appliqués sont différents : la maquette S2 est soumise à un déplacement plus important ($P_a = \pm 1,07$ mm, à $R_\sigma = 0$) que la maquette S3 ($P_a = \pm 0,6$ mm). Le Tableau III.15 récapitule les principaux résultats.

<i>Nombre de cycles</i>		0	5	1 000	11 000	53 000
<i>Maquette S2</i> <i>P_a = ±1,07 mm</i>	<i>ZAT sup</i>	424±9	114±22	117±23	91±21	fissure
	<i>ZAT inf</i>	393±13	269±16	209±7	252±12	310±8
	<i>Moyenne</i>	408±11	192±19	163±15	171±17	
<i>Nombre de cycles</i>		0	5	1 000	11 000	96 000
<i>Maquette S3</i> <i>P_a = ±0,6 mm</i>	<i>ZAT sup</i>	362±12	375±11	374±11	362±10	381±16
	<i>ZAT inf</i>	412±15	91±14	84±15	76±12	70±12
	<i>Moyenne</i>	387±14	233±13	229±13	219±11	225±14

Tableau III.15 : évolution des CR (en MPa)
en fonction du nombre de cycles sur maquettes soudées

L'évolution des CR se fait principalement lors des premiers cycles (chute de 57% pour la maquette S2 et 41% pour la maquette S3). La chute est plus importante pour le chargement le plus élevé (S2).

Les CR initiales et après cyclage restent de traction, et sont stabilisées à 200±15 MPa en moyenne.

Remarque sur les CR dans le métal d'apport

Malgré les difficultés de détermination des CR dans le métal d'apport, citées précédemment, des mesures ont été réalisées au sommet du cordon de soudure, correspondant à la dernière passe. Le Tableau III.16 résume les résultats obtenus, associés à leur écart-type. En dépit des écarts-type importants, ces résultats permettent néanmoins d'avoir le signe des CR et d'évaluer approximativement leur niveau dans cette zone.

	Maquette S1	Maquette S2	Maquette S3	Maquette S4	Moyenne
<i>MA avant découpe</i>	-485±71	-448±75	-307±87	-441±46	-420±69
<i>MA après découpe</i>	-305±94	-363±119	-277±110	-314±100	-315±106

Tableau III.16 : CR dans le métal d'apport sur maquettes soudées (en MPa)

Les CR au sommet du cordon de soudure ont en moyenne une valeur de -420 ± 69 MPa avant découpe, et de -315 ± 106 MPa après découpe. L'état de compression peut s'expliquer par le mécanisme de refroidissement des passes lors du procédé de soudage.

Dans les mêmes zones après arasage, les CR changent de signe et passent à des niveaux relativement élevés (902 ± 9 MPa avant découpe de 744 ± 9 MPa après découpe).

Comparaison intermédiaire des résultats

La comparaison, dans la ZAT, des résultats obtenus sur les maquettes soudées-arasées et soudées montre que :

- les niveaux initiaux sont deux fois plus importants pour les maquettes soudées-arasées,
- l'évolution des CR jusqu'à stabilisation se déroule lors des premiers cycles dans les deux cas,
- le niveau de CR stabilisé est 3,5 fois plus élevé pour les maquettes soudées-arasées,
- la découpe engendre des chutes de CR faibles et similaires dans les deux cas (150 MPa),
- l'influence du chargement sur l'évolution des CR au cours du cyclage est similaire dans les deux cas.

Conclusion sur les contraintes résiduelles

			Avant cyclage	Après stabilisation (quelques cycles)
Maquette	Brute		-160 ± 15	-5 ± 14
	Soudée	MA	-315 ± 106	\pm
		ZAT	398 ± 13	201 ± 15
		MB	73 ± 15	140 ± 14
	Soudée-arasée	MA	670 ± 8	627 ± 12
		ZAT	814 ± 8	710 ± 9
MB		73 ± 15	140 ± 14	

Tableau III.17 : synthèse des résultats de CR avant et après stabilisation (en MPa)

En résumé, les résultats présentés dans le Tableau III.17 (moyennes sur l'ensemble des résultats par configuration de maquette) permettent de caractériser l'influence d'opérations telles que le soudage et l'arasage, en termes de contraintes résiduelles.

On constate qu'une structure tubulaire à l'état brut est dans un état global initial de compression. Cet état est inversé après réalisation des deux cordons de soudure. Les CR de traction augmentent lorsque ces cordons de soudure sont arasés.

Une étude de l'évolution des CR est menée et montre que celles-ci évoluent rapidement (lors des 10 premiers cycles). Après stabilisation les CR en peau restent majoritairement de traction, le niveau reste beaucoup plus élevé pour les maquettes soudées-arasées que pour les maquettes brutes de soudure.

Pour compléter cette caractérisation des CR on s'intéresse dans la partie suivante à la détermination de leur profil en profondeur.

III. 3. Profils de contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont généralement caractérisées par leur niveau et leur signe en peau ainsi que par leur répartition en fonction de la profondeur. La profondeur affectée par les CR et leur gradient peuvent jouer un rôle sur la tenue en service des structures.

Pour la majorité des maquettes, les profils de contraintes résiduelles ont été déterminés à l'aide de la méthode de diffraction des rayons X, associée à un enlèvement de matière par polissage électrolytique (paragraphe I. 4. 3.). Les profils de CR dans les maquettes soudées-arasées ont nécessité l'emploi de la méthode de DRX pour les 50 premiers microns, et la méthode du perçage incrémental pour le reste du profil. Les profils de CR pour les maquettes soudées sont obtenus exclusivement par la méthode du perçage incrémental.

La Figure III.13 regroupe les profils de CR sur :

- les maquettes brutes,
- une maquette brute hypertrempée puis arasée,
- la ZAT d'une maquette soudée,
- le MA des maquettes soudées-arasées.

Les mesures sont effectuées tous les 20 microns, jusqu'à 100 microns de profondeur, puis tous les 100 microns jusqu'à 800 microns de profondeur.

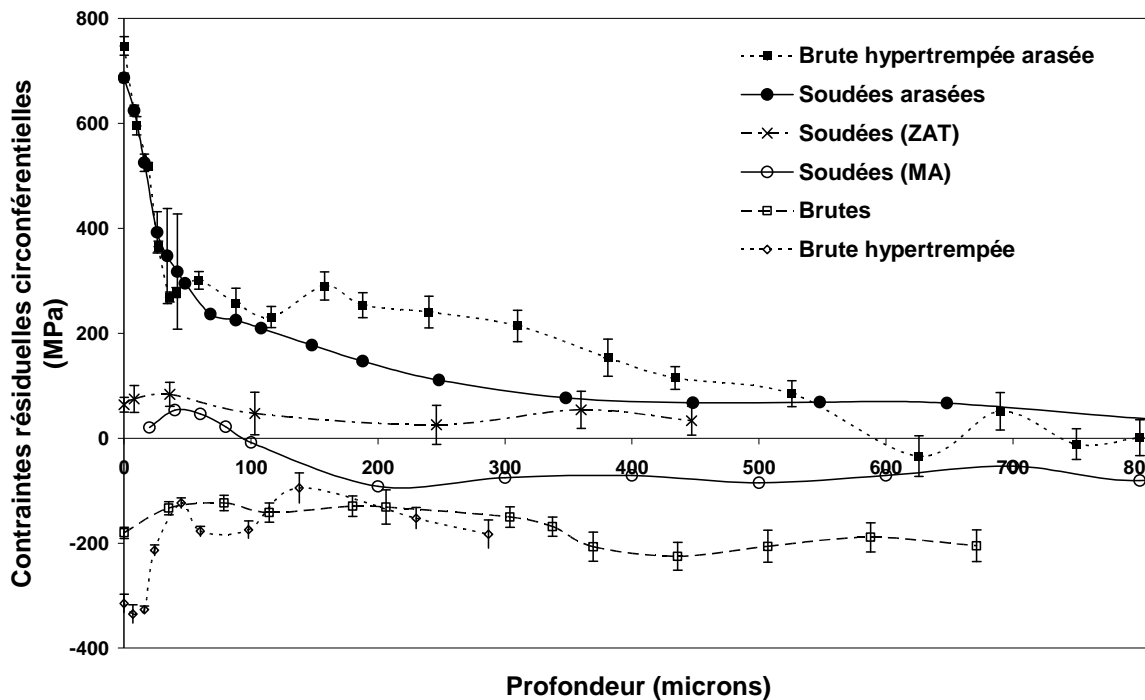


Figure III.13 : profils de CR sur différents états de structures

L'évolution des CR en profondeur est plus accentuée pour les maquettes arasées. Les maquettes brutes et brutes hypertempées présentent une zone de CR de compression importante (supérieure à 700 microns). Pour les maquettes soudées, la ZAT et le métal d'apport présentent une évolution de CR très faible sur la profondeur étudiée. Dans la ZAT, les CR sont stables et de traction (+50 MPa) jusqu'à 450 microns de profondeur. Dans le métal d'apport, les CR sont faiblement de traction sur les 100 premiers microns puis s'annulent et changent de signe.

Le profil obtenu pour les maquettes brutes est la moyenne de quatre séries de mesures. On retrouve en surface une CR moyenne de -200 MPa. Les valeurs de ce profil restent stables à ce niveau de compression, entre -150 MPa et -200 MPa, jusqu'à 700 microns de profondeur.

Pour la maquette brute hypertempée, on retrouve une CR en peau de -320 MPa. A partir de 50 microns de profondeur, le profil rejoint celui des maquettes brutes. Ils sont presque confondus jusqu'à 300 microns de profondeur.

Une autre zone de cette maquette est soumise à une opération d'arasage, afin d'en caractériser l'effet sur le profil de CR. L'opération d'arasage amène une augmentation de CR supérieure à 1 000 MPa en peau (on passe d'un état de compression de -300 MPa à un état de traction de +750 MPa). Le niveau chute rapidement jusqu'à +270 MPa sur 50 microns. On remarque ensuite une décroissance jusqu'à 600 microns, où la contrainte s'annule. Ces résultats sont comparables à ceux de [BLE03], obtenus sur des plaques et des tubes hypertempés en acier inoxydable 316L.

Le profil obtenu pour les maquettes soudées-arasées est la moyenne de quatre séries de mesures réalisées dans le métal d'apport. On constate que ce profil est très proche de celui de la maquette hypertempée arasée. Le niveau des CR en peau reste élevé (+690 MPa) et connaît la même évolution : chute à +300 MPa sur 50 microns puis baisse progressive jusqu'à 250 microns et évolution presque stable au-delà.

En résumé, les profils les plus intéressants correspondent aux maquettes soudées-arasées et brutes arasées (Figure III.14). On constate une évolution très rapide des CR sur les 70 premiers microns (par exemple, pour la maquette soudée-arasée, les CR passent de 690 à 240 MPa). Entre 70 et 250 microns, cette baisse se poursuit plus modérément (de 240 à 110 MPa pour la même maquette). Au-delà et jusqu'à 800 microns de profondeur, l'évolution des CR est très faible. Le changement de signe se produit à une profondeur plus grande.

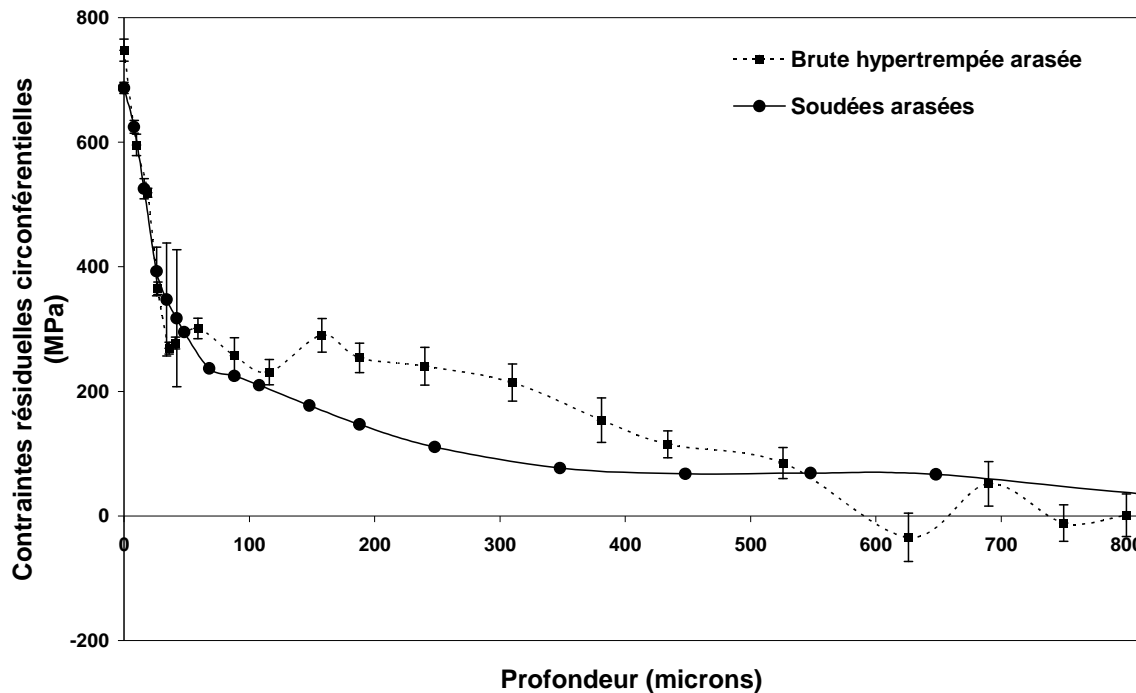


Figure III.14 : profils de CR sur maquettes arasées

On retiendra que :

- une maquette à l'état brut est dans un état de compression sur au moins 700 microns de profondeur,
- l'arasage a le même effet quel que soit l'état initial de la structure parachevée (brute ou métal d'apport initialement en compression, ou ZAT initialement en traction faible) et génèrent des CR de traction élevées sur une profondeur de 100 microns.

III. 4. Résultats des essais de fatigue

Cette partie présente les résultats des essais de fatigue. La démarche expérimentale, décrite plus en détail au paragraphe II. 4. , consiste à :

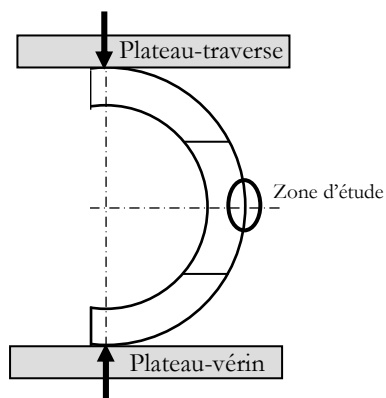


Figure III.15 : montage expérimental en fatigue mécanique

- appliquer un déplacement au niveau du plateau-vérin,
- piloter l'essai en déformation imposée,
- suivre dans le temps la courbe déplacement du vérin-force appliquée,
- enregistrer les paramètres principaux de l'essai (force, position du plateau-vérin, nombre de cycles et déformation dans la zone d'étude).

Les essais présentés (Tableau II.4, p. 80) sont des essais de fatigue, réalisés sur des maquettes semi-annulaires (Figure II.10, p. 74), à déformation imposée, à la fréquence de 1 Hz, avec un rapport R proche de zéro ($<0,1$) afin d'assurer un contact permanent entre la maquette et les deux plateaux.

L'amplitude notée P_a représente l'amplitude de déplacement, imposée autour de la position moyenne. De même, les résultats en déformation imposée sont donnés en amplitude.

Chaque configuration (brute, soudée, soudée-arasée) est testée à l'aide de quatre maquettes. Elles sont soumises à des essais de fatigue, et deux d'entre elles sont utilisées en plus pour la caractérisation de l'évolution des CR.

Pour des raisons expérimentales, le pilotage automatique pour les grands nombres de cycles est effectué à partir du déplacement du plateau vérin. Avant tout essai, la position du vérin et la déformation donnée par les jauges dans la zone d'étude sont observées pendant quelques cycles (Figure III.16).

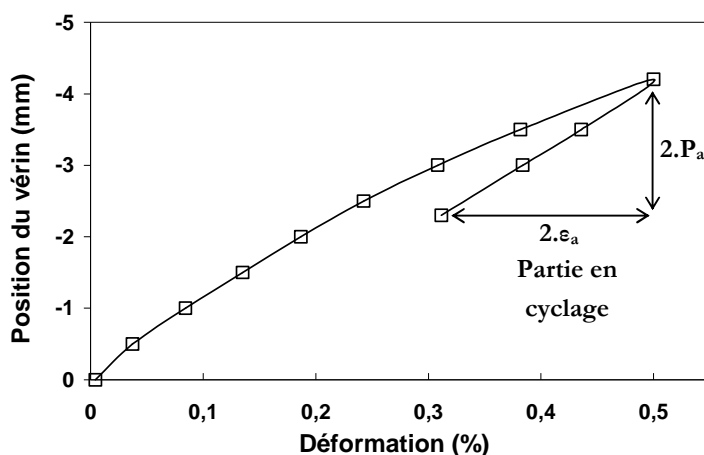


Figure III.16 : courbes position du vérin – déformation (métal de base)

Des jauges collées sur le métal de base, la ZAT et le métal d'apport vérifient que l'adaptation se réalise en quelques cycles pour les trois matériaux, et que la relation entre la déformation et la position du vérin devient rapidement linéaire.

Cette démarche permet de suivre l'évolution dans le temps de la force appliquée en fonction des déformations relevées dans la zone d'étude.

Douze maquettes ont servi à cette partie de l'étude, le Tableau III.18 récapitule les configurations étudiées ainsi que les conditions d'essai.

Configuration de maquette		Référence	P_a (mm)	ε_a (%)
		Brute	B6	$\pm 0,47$
B1	$\pm 0,7$		$\pm 0,092$	
B4	$\pm 0,8$		$\pm 0,093$	
B2	$\pm 0,9$		$\pm 0,095$	
Soudée	S3	$\pm 0,6$	$\pm 0,07$	
	S2	$\pm 1,07$	$\pm 0,121$	
	S1	$\pm 0,8$	$\pm 0,085$	
	S4	$\pm 0,9$	$\pm 0,094$	
Soudée arasée	SA6	$\pm 0,63$	$\pm 0,07$	
	SA2	$\pm 0,96$	$\pm 0,108$	
	SA3	$\pm 0,9$	$\pm 0,094$	
	SA5	$\pm 1,08$	$\pm 0,11$	

Tableau III.18 : programme d'essais de fatigue

Remarque : les maquettes B1, B6, S2, S3, SA2 et SA6 ont aussi servi au suivi de l'évolution des CR.

III. 4. 1. Maquettes brutes

Les premiers essais sur les maquettes brutes permettent de vérifier l'adaptation du matériau. Les courbes force-déformation couplées à un calcul numérique pour déterminer la contrainte appliquée permettent de déterminer le module de Young de ce matériau. On constate que la limite entre les domaines élastique et plastique n'est pas nette (Figure III.17), comportement classique pour ce type d'acier. Après adaptation, le module de Young est estimé à $E = 170\,000$ MPa.

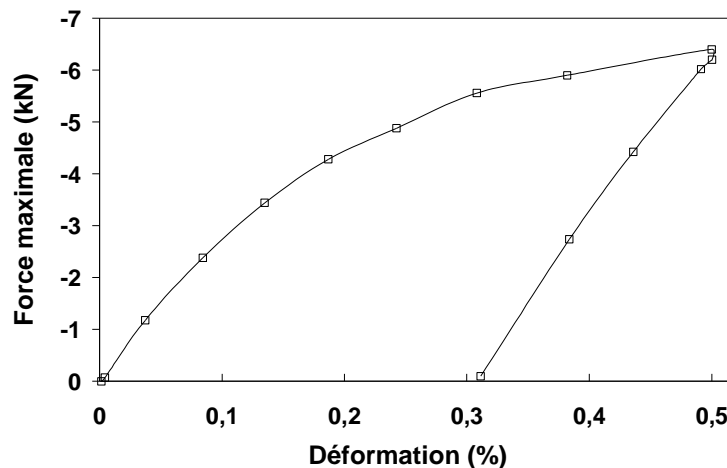


Figure III.17 : courbe force-déformation, maquettes brutes

Les maquettes sont testées à des niveaux de déformation croissants. Le suivi de l'évolution des CR est réalisé à l'aide des maquettes B1 et B6. Le Tableau III.19 récapitule les

amplitudes de déplacement et de déformation appliquées, la déformation moyenne associée et le nombre de cycles atteint.

L'essai a été stoppé pour les quatre maquettes à 10^6 cycles sans chute significative de la force. Aucune fissuration n'est observée.

Remarque : la géométrie des maquettes associée au mode de chargement ne permet pas d'augmenter davantage l'amplitude de déformation imposée sans risque de flambement de la maquette.

Référence	B6	B1	B4	B2
P_a (mm)	$\pm 0,47$	$\pm 0,7$	$\pm 0,8$	$\pm 0,9$
ε_a (%)	$\pm 0,052$	$\pm 0,092$	$\pm 0,093$	$\pm 0,095$
ε_m (%)	0,099	0,41	0,52	0,64
N (cycles)	$10^6 \rightarrow$	$10^6 \rightarrow$	$10^6 \rightarrow$	$10^6 \rightarrow$

Tableau III.19 : synthèse des essais sur maquettes brutes

III. 4. 2. Maquettes soudées-arasées

Quatre maquettes soudées-arasées ont servi aux essais de fatigue. Les maquettes SA2 et SA6 ont servi en plus à évaluer l'évolution des CR (paragraphe III. 2. 2.).

Avant les essais, nous avons établi les courbes force-déformation. Deux zones ont été instrumentées à l'aide de jauges, le métal d'apport et la ZAT. Elles correspondent à la zone arasée.

Dans les deux cas, le comportement se stabilise rapidement. Les courbes force-déformation en Figure III.18 montrent une différence de comportement entre le métal d'apport et la ZAT.

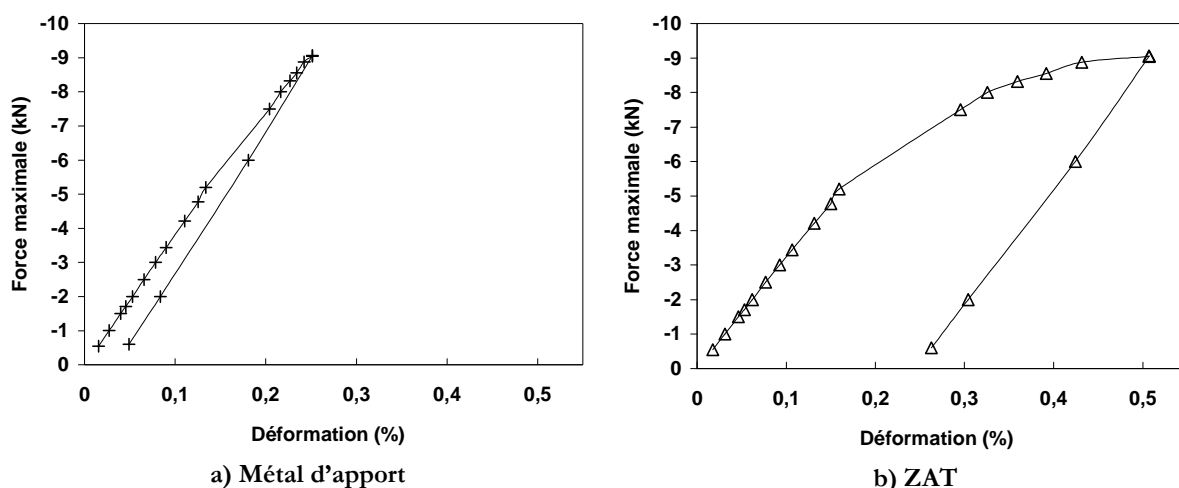


Figure III.18 : courbes force-déformation, maquettes soudées-arasées

La ZAT se déforme plus que le métal d'apport, elle atteint un niveau de déformation plus grand pour une même force appliquée. On remarque, pour un chargement donné, une

plastification partielle de la ZAT, alors que le métal d'apport reste dans le domaine élastique. Le matériau de la soudure possède des propriétés mécaniques plus élevées que la ZAT et le métal de base. On observe une pente à l'origine plus élevée pour le métal d'apport.

Les essais sur maquettes soudées (arasées ou non) sont pilotés à partir des valeurs de déformations relevées dans la ZAT, plus importantes.

Le module de Young, déterminé à partir des courbes précédentes est de l'ordre de 200 000 MPa pour le métal d'apport et 170 000 MPa pour la ZAT (identique au métal de base), soit 19% plus élevé.

Cette différence de comportement mécanique entre les deux matériaux est appelé effet mismatch. Généralement les joints soudés ont des caractéristiques mécaniques différentes de celles du matériau de base. Ceci est dû à une légère différence de composition chimique, aux phénomènes thermiques subis par le métal d'apport (fusion et trempe). Ces différences engendrent au final des microstructures et des caractéristiques physiques et mécaniques différentes.

Les conditions d'essai appliquées aux maquettes soudées-arasées lors des essais de fatigue sont présentées dans le Tableau III.20.

Référence	SA6	SA3	SA2	SA5
P_a (mm)	$\pm 0,63$	$\pm 0,9$	$\pm 0,96$	$\pm 1,08$
ϵ_a (%)	$\pm 0,07$	$\pm 0,094$	$\pm 0,108$	$\pm 0,11$

Tableau III.20 : conditions d'essai sur maquettes soudées-arasées

Maquette SA6 ($\epsilon_a = \pm 0,07\%$)

Le critère d'arrêt principal n'est pas atteint à 10^6 cycles pour cette maquette. Aucune chute significative de la force appliquée n'est constatée, ni aucun amorçage de fissuration.

Maquette SA3 ($\epsilon_a = \pm 0,094\%$)

Suite aux résultats précédents, le déplacement imposé a été augmenté de 0,27 mm.

Le critère d'arrêt n'est pas atteint pour ce niveau de chargement et l'essai est arrêté à 10^6 cycles. Aucun endommagement n'est observé.

Maquette SA2 ($\epsilon_a = \pm 0,108\%$)

Le chargement est effectué avec un niveau moyen de déformation de 0,35% et une amplitude de 0,108%. Ceci correspond à un déplacement du vérin de $\pm 0,97$ mm et une force maximale de 7,5 kN.

Une chute de 25% de la force appliquée est observée à **512 000 cycles** (Figure III.19.a). Pour cette configuration, le critère d'arrêt est atteint. L'analyse de l'endommagement sera réalisée par la suite.

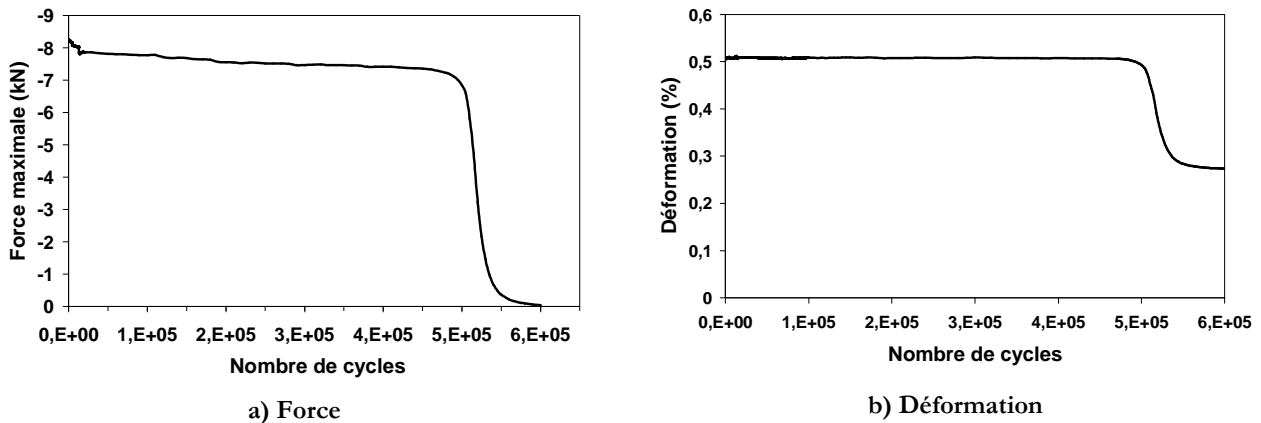


Figure III.19 : évolution de la force et la déformation en fonction du nombre de cycles, maquette SA2

Afin de s'assurer que la relation entre les déformations maximales et la force appliquée reste linéaire, nous avons relevé les déformations maximales en fonction du temps.

La Figure III.19.b représente l'évolution de la déformation maximale donnée par la jauge en ZAT en fonction du nombre de cycles. On remarque un comportement similaire à celui de la force en fonction du nombre de cycles. La chute se produit pour le même nombre de cycles.

Ceci confirme que le pilotage en déplacement de vérin est similaire au pilotage en déformation.

Maquette SA5 ($\epsilon_a = \pm 0,11\%$)

Le chargement est effectué avec un niveau moyen de déformation de 0,15% et une amplitude de 0,11%. Ceci correspond à un déplacement du vérin de $\pm 1,08$ mm et une force maximale de 7,8 kN.

Une chute de 25% de la force appliquée est observée à **291 000 cycles** (Figure III.20). Pour cette configuration, le critère d'arrêt est atteint. L'analyse de l'endommagement sera réalisée par la suite.

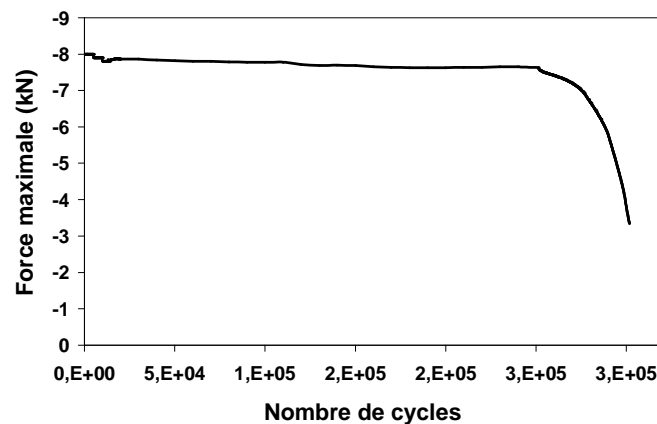


Figure III.20 : évolution de la force maximale en fonction du nombre de cycles, maquette SA5

L'augmentation de 2% à peine du chargement par rapport à la maquette SA2 engendre une diminution de la durée de vie de 220 000 cycles.

Analyse des ruptures

L'analyse de la rupture des maquettes SA2 et SA5 montre que la fissuration s'est produite dans la même zone. Celle-ci se situe en dehors de la zone arasée, recouvrant le métal d'apport et la ZAT (Figure III.21).

Les sites d'amorçage sont sur une même génératrice de la maquette, où les contraintes sont maximales. Puis les fissures se sont propagées selon la direction radiale des maquettes (Figure III.22).

Les observations au microscope électronique à balayage révèlent des stries de fatigue sur le faciès de rupture (Figure III.23).

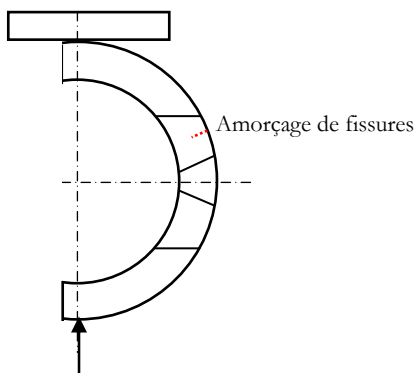


Figure III.21 : zone d'amorçage des fissures sur maquettes soudées-arasées

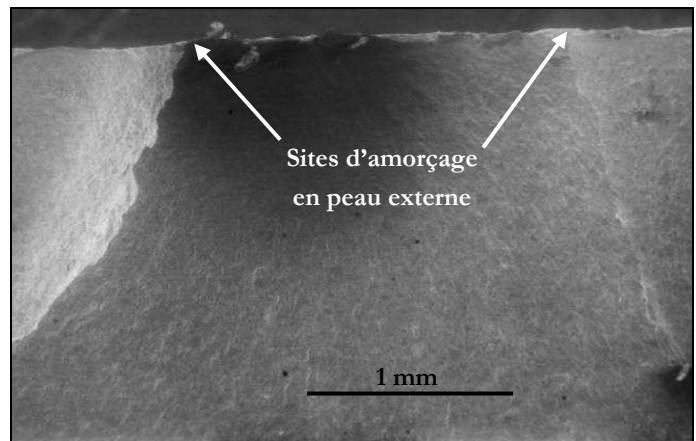


Figure III.22 : lignes d'amorçage en peau externe

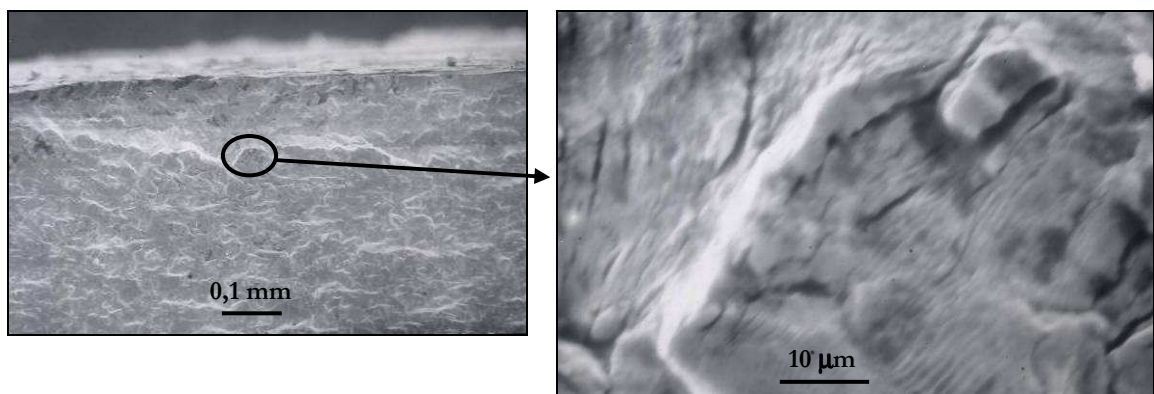


Figure III.23 : stries de fatigue, maquette SA2

Le Tableau III.21 récapitule l'ensemble des paramètres et des résultats des essais effectués sur les maquettes soudées-arasées.

Référence	SA6	SA3	SA2	SA5
P_a (mm)	$\pm 0,63$	$\pm 0,9$	$\pm 0,96$	$\pm 1,08$
ε_a (%)	$\pm 0,07$	$\pm 0,094$	$\pm 0,108$	$\pm 0,11$
N (cycles)	$10^6 \rightarrow$	$10^6 \rightarrow$	512 000	291 000

Tableau III.21 : synthèse des essais sur maquettes soudées-arasées

En résumé, les maquettes soudées-arasées n'ont pas fissuré pour des amplitudes de déformation de 0,07 et 0,094%. Pour des amplitudes de 0,108 et 0,11%, la fissuration s'est produite selon le critère d'arrêt retenu, respectivement à 512 000 et 291 000 cycles. Les fissures apparaissent hors de la zone arasée.

III. 4. 3. Maquettes soudées

Quatre maquettes soudées ont servi aux essais de fatigue. Les maquettes S3 et S2 ont servi en plus à suivre l'évolution des CR dans le temps. Une étude de vitesse de propagation de fissure a également été réalisée avec la maquette S1.

Avant les essais, nous avons établi les courbes force-déformation dans le métal d'apport et la ZAT. La Figure III.24 donne les lois de comportement expérimentales pour ces deux zones.

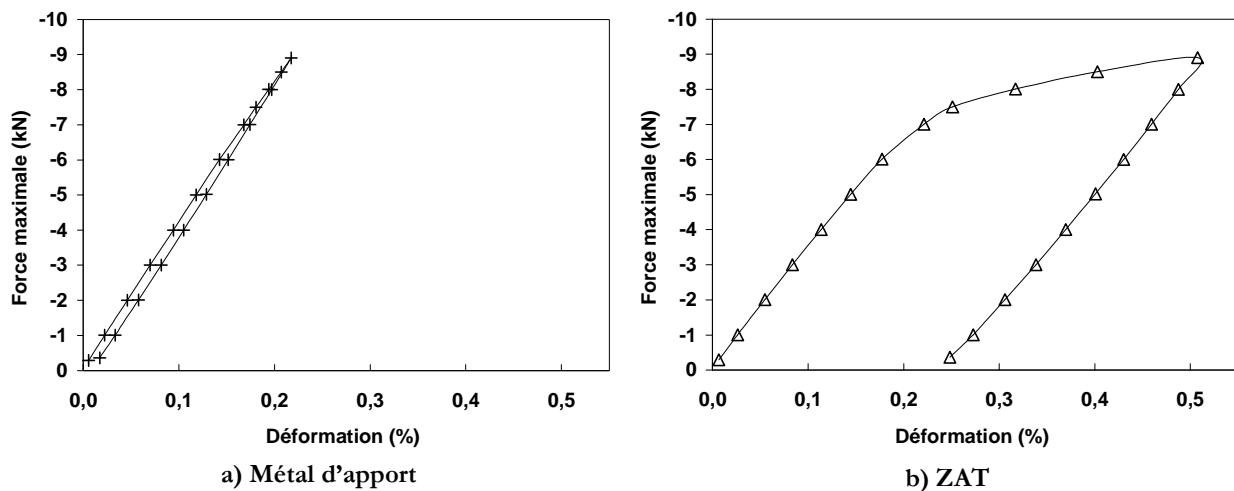


Figure III.24 : courbes force-déformation, maquettes soudées

On retrouve le même comportement global que celui des maquettes soudées-arasées :

- la courbe se stabilise rapidement, quelle que soit la zone,
- la ZAT se déforme plus que le métal d'apport, ses propriétés mécaniques sont plus faibles,
- le module de Young est 20% plus élevé dans le métal d'apport que dans la ZAT.

Les conditions d'essai appliquées aux maquettes soudées sont présentées dans le Tableau III.22.

Référence	S3	S1	S4	S2
P_a (mm)	$\pm 0,6$	$\pm 0,8$	$\pm 0,9$	$\pm 1,07$
ε_a (%)	$\pm 0,07$	$\pm 0,085$	$\pm 0,094$	$\pm 0,121$

Tableau III.22 : conditions d'essai sur maquettes soudées

Les quatre maquettes soudées ont fissuré avant 10^6 cycles. La Figure III.25 donne l'évolution de la force maximale en fonction du nombre de cycles.

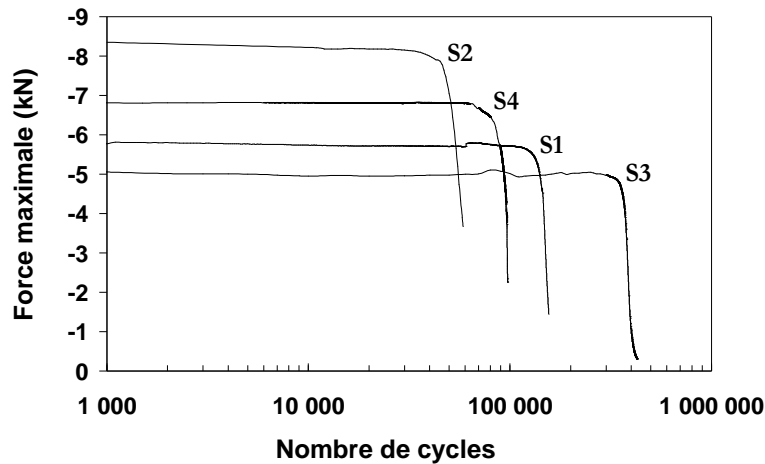


Figure III.25 : évolution de la force maximale en fonction du nombre de cycles, maquettes soudées

Maquette S3 ($\varepsilon_a = \pm 0,07\%$)

Le chargement est effectué avec un niveau moyen de déformation de 0,081% et une amplitude de 0,07%. Ceci correspond à un déplacement du vérin de $\pm 0,6$ mm et une force maximale de 5 kN. Une chute de 25% de la force appliquée est observée à **375 000 cycles**.

Maquette S1 ($\varepsilon_a = \pm 0,085\%$)

Le chargement est effectué avec un niveau moyen de déformation de 0,099% et une amplitude de 0,085%. Ceci correspond à un déplacement du vérin de $\pm 0,8$ mm et une force maximale de 5,7 kN. Une chute de 25% de la force appliquée est observée à **150 000 cycles**.

Maquette S4 ($\varepsilon_a = \pm 0,094\%$)

Le chargement est effectué avec un niveau moyen de déformation de 0,128% et une amplitude de 0,094%. Ceci correspond à un déplacement du vérin de $\pm 0,9$ mm et une force maximale de 6,8 kN. Une chute de 25% de la force appliquée est observée à **95 000 cycles**.

Maquette S2 ($\varepsilon_a = \pm 0,121\%$)

Le chargement est effectué avec un niveau moyen de déformation de 0,38% et une amplitude de 0,121%. Ceci correspond à un déplacement du vérin de $\pm 1,07$ mm et une force maximale de 8,15 kN. Une chute de 25% de la force appliquée est observée à **53 000 cycles**.

Remarque : comme pour les essais précédents, on vérifie que la relation entre les déformations maximales et la force appliquée reste linéaire. la Figure III.26 représente l'évolution de la déformation maximale donnée par la jauge en ZAT en fonction du nombre de cycles. On remarque un comportement similaire à celui de la force en fonction du nombre de cycles. La chute se produit pour le même nombre de cycles.

Ceci confirme que le pilotage en déplacement de vérin est similaire au pilotage en déformation.

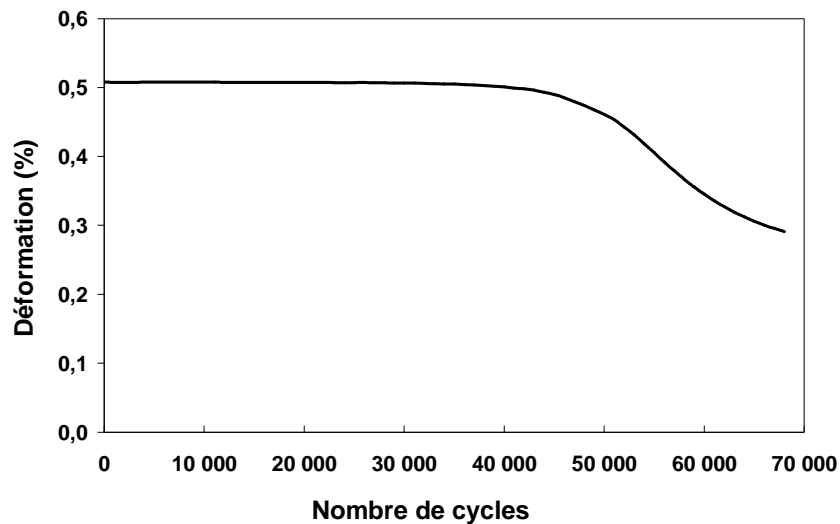


Figure III.26 : évolution de la déformation en fonction du nombre de cycles, maquette S2

Analyse des ruptures

La rupture des quatre maquettes soudées s'est produite dans la même zone (Figure III.28, zone différente pour les maquettes soudées-arasées). Cette zone, située en pied du cordon de soudure, marque le changement de pente introduit par le cordon (Figure III.27).

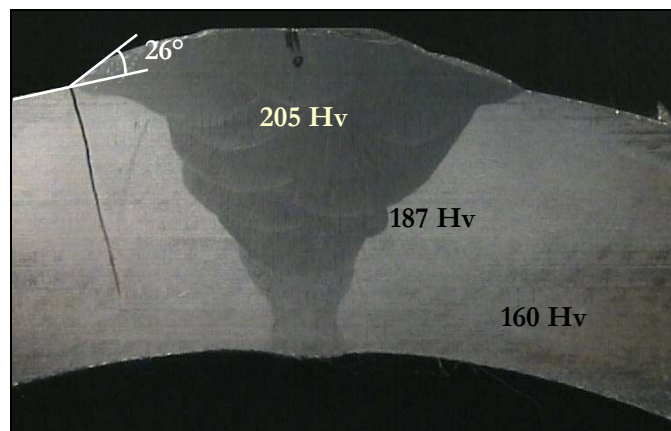


Figure III.27 : macrographie de la fissure, maquette S3

Les sites d'amorçage sont sur une même génératrice de la maquette. Les fissures se sont propagées selon la direction radiale des maquettes.

Un examen au microscope n'a révélé aucun « chemin métallurgique » privilégié. L'angle de rupture de pente au niveau de cette zone de pied de cordon de soudure est de l'ordre de $26 \pm 5^\circ$.

Les observations au microscope électronique à balayage révèlent des stries de fatigue sur le faciès de rupture (Figure III.29).

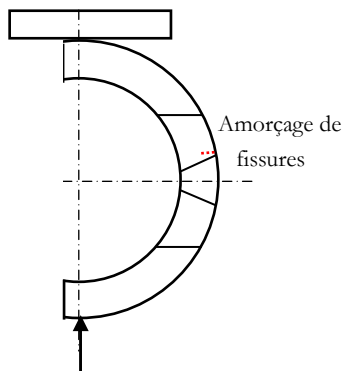


Figure III.28 : zone d'amorçage des fissures sur maquettes soudées

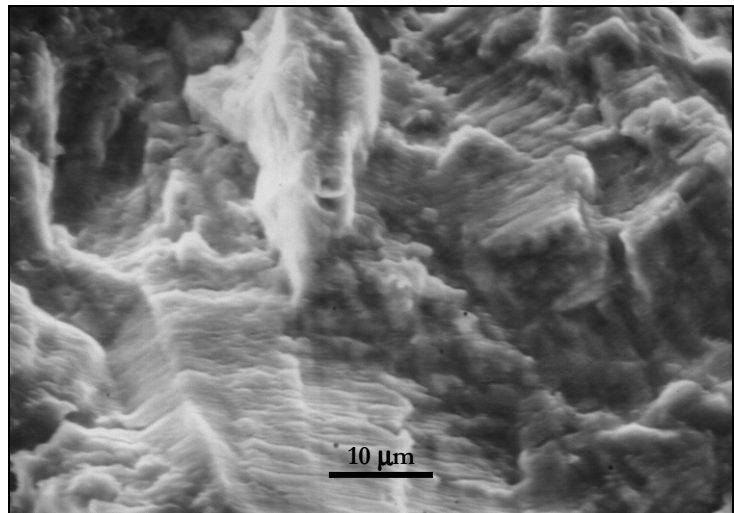


Figure III.29 : stries de fatigue, maquette S2

Le Tableau III.23 récapitule l'ensemble des paramètres et des résultats des essais effectués sur les maquettes soudées.

Référence	S3	S1	S4	S2
P_a (mm)	$\pm 0,6$	$\pm 0,8$	$\pm 0,9$	$\pm 1,07$
ϵ_a (%)	$\pm 0,07$	$\pm 0,085$	$\pm 0,094$	$\pm 0,121$
N (cycles)	375 000	150 000	95 000	53 000

Tableau III.23 : synthèse des essais sur maquettes soudées

Les quatre maquettes soudées ont fissuré. La durée de vie diminue avec le chargement croissant. La fissuration s'est produite au niveau de la rupture de pente entre le cordon de soudure et le métal de base. Cette zone de discontinuité géométrique importante est le siège d'une concentration de contraintes.

III. 4. 4. Propagation de fissure sur maquette soudée

Pour améliorer la connaissance du comportement à la rupture, une étude de propagation de fissure a été réalisée sur la maquette soudée S1.

Cette étude, basée sur la loi de Paris, met en relation la vitesse de propagation de la fissure da/dN (par rapport au nombre de cycles) et la variation d'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK .

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (III.1)$$

Cette loi est applicable dans le domaine de propagation stable des fissures (domaine II, linéaire selon la Figure III.30).

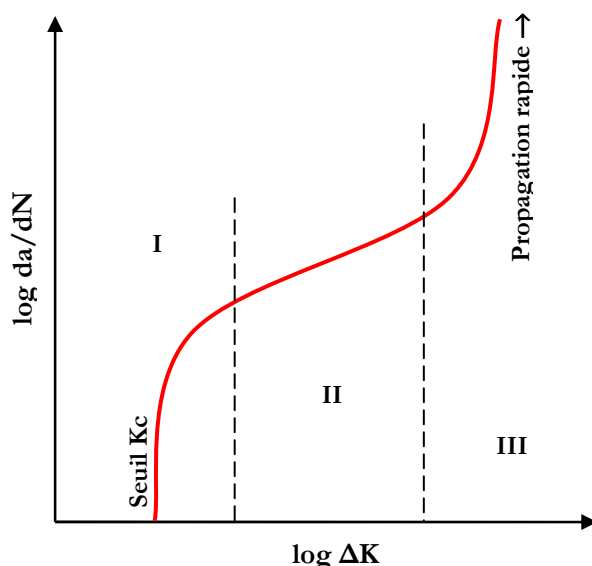


Figure III.30 : représentation des domaines de vitesse de propagation des fissures

Nous cherchons à déterminer les coefficients C et m de la loi de Paris, caractéristiques du matériau. La vitesse de propagation de la fissure da/dN est déterminée expérimentalement. La variation d'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK est déterminée par modélisation numérique : pour une profondeur de fissure donnée, un calcul par éléments finis en mécanique de la rupture permet d'obtenir les valeurs de ΔK .

Expérimentalement, pour déterminer da/dN , la maquette S1 est équipée d'une jauge de propagation de fissure. Celle-ci est positionnée sur le flanc de la maquette (Figure III.31), afin de suivre la propagation de la fissure.

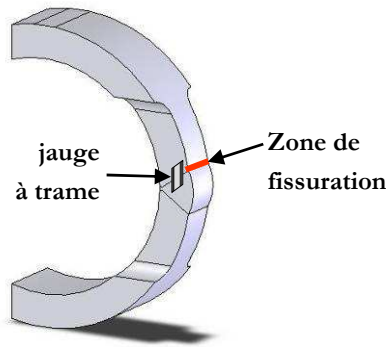


Figure III.31 : site d'amorçage des fissures sur maquette soudée

Ce type de jauge est composé d'une grille avec plusieurs lignes parallèles (disposées perpendiculairement au sens supposé de propagation de la fissure). Ces lignes se rompent quand la fissure se propage, et la résistance électrique de la jauge augmente par pas. Cette augmentation dépend du nombre de lignes rompues.

La Figure III.32 permet de déterminer de manière discrète la vitesse de propagation de la fissure da/dN .

A partir de la Figure III.33 (représentation de $\log(da/dN)$ en fonction de $\log(\Delta K)$ avec interpolation linéaire), on trouve les valeurs suivantes pour les coefficients de la loi de Paris :

$$C = 1,17 \cdot 10^{-11}$$

$$m = 2,26$$

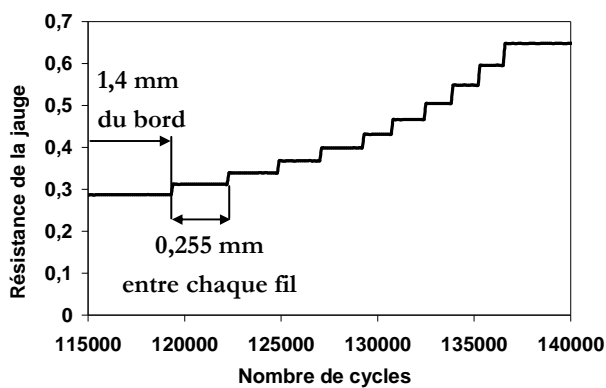


Figure III.32 : rupture des fils de la jauge de contrôle d'évolution de la fissure, maquette S1

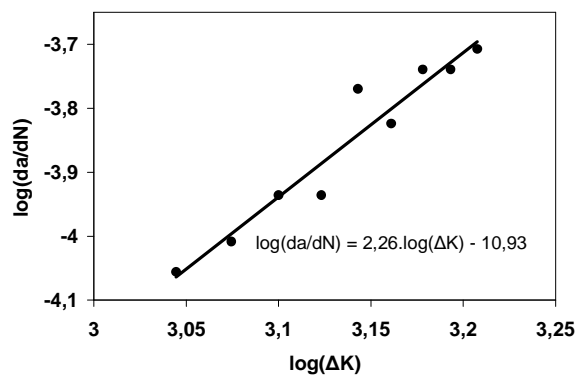


Figure III.33 : représentation de la loi de Paris (domaine II de la propagation de la fissure)

Par intégration de la loi de Paris, on estime le nombre de cycles N_1 entre l'amorçage de la fissure et la rupture du premier fil de la jauge à grille (placé à une distance $a_1 = 1,4$ mm du bord de la maquette).

$$\int_0^{N_1} dN = \int_0^{a_1} \frac{da}{C(\Delta K)^m} \quad (III.2)$$

Pour notre essai, on trouve $N_1 = 25\ 000$ cycles, ce qui signifie que l'amorçage aurait eu lieu pour une durée de vie de 94 000 cycles. La chute de 25% du chargement stabilisé a entraîné l'arrêt de l'essai à 150 000 cycles, ce qui représenterait plus d'un tiers de la durée de vie en propagation de fissure.

Conclusion sur les essais de fatigue

Le Tableau III.24 récapitule l'ensemble des paramètres et des résultats des essais de fatigue.

Configuration d'éprouvette	Brute	Référence	B6	B1	B4	B2
		P_a (mm)	±0,47	±0,7	±0,8	±0,9
		ε_a (%)	±0,052	±0,092	±0,093	±0,095
		ε_m (%)	0,099	0,41	0,55	0,64
		N (cycles)	$10^6 \rightarrow$	$10^6 \rightarrow$	$10^6 \rightarrow$	$10^6 \rightarrow$
	Soudée	Référence	S3	S1	S4	S2
		P_a (mm)	±0,6	±0,8	±0,9	±1,07
		ε_a (%)	±0,07	±0,085	±0,094	±0,121
		ε_m (%)	0,081	0,099	0,128	0,38
		N (cycles)	375 000	150 000	95 000	53 000
	Soudée arasée	Référence	SA6	SA3	SA2	SA5
		P_a (mm)	±0,63	±0,9	±0,96	±1,08
		ε_a (%)	±0,07	±0,094	±0,108	±0,11
		ε_m (%)	0,08	0,137	0,142	0,15
		N (cycles)	$10^6 \rightarrow$	$10^6 \rightarrow$	512 000	291 000

Tableau III.24 : synthèse des paramètres et résultats d'essais de fatigue

Aucune maquette brute ne présente d'endommagement, quel que soit le chargement appliqué.

Les quatre maquettes soudées ont fissuré. La durée de vie diminue avec le chargement croissant. La fissuration s'est produite au niveau de la rupture de pente entre le cordon de soudure et le métal de base. Cette zone de discontinuité géométrique importante est le siège d'une concentration de contraintes.

Deux maquettes soudées-arasées n'ont pas fissuré et les deux autres ont fissuré. Les maquettes qui n'ont pas fissuré ont été sollicitées avec des amplitudes de déformation de 0,07 et 0,094%. Pour des amplitudes de 0,108 et 0,11%, la fissuration s'est produite selon le critère d'arrêt retenu, respectivement à 512 000 et 291 000 cycles. Les fissures apparaissent hors de la zone arasée.

On constate que l'opération de soudage diminue la tenue en service des maquettes et l'opération d'arasage l'améliore.

Conclusion du chapitre III

Les structures étudiées, en acier inoxydable austénitique 304L, sont toujours le siège de champs de contraintes résiduelles. A l'état hyperefforté, ces contraintes résiduelles sont majoritairement de compression en peau externe. L'opération de soudage modifie cet état de contraintes résiduelles : le niveau et la répartition de ces contraintes varient en fonction de la zone métallurgique du joint soudé étudiée (métal de base, ZAT, métal d'apport). On remarque des changements importants de contraintes résiduelles en peau (dans la ZAT par exemple, elles deviennent de l'ordre de 400 MPa). De même, la discontinuité géométrique en pied de cordon de soudure génère des concentrations de contraintes élevées et néfastes à la tenue en service.

Les mêmes structures soudées, après parachèvement mécanique par arasage, sont le siège de contraintes résiduelles de traction en peau pouvant atteindre des niveaux de l'ordre de 800 MPa. Les gradients de contraintes résiduelles en fonction de la profondeur sont très élevés sur les 70 premiers microns et se stabilisent au-delà de 250 microns. L'opération d'arasage permet par contre de réduire les coefficients de concentration de contraintes.

Des essais de fatigue spécifiques, permettant de restituer une distribution de contraintes dans l'épaisseur proche de celle en service d'un tube sous pression et subissant un choc thermique, sont menés sur différentes maquettes. Les essais sont conduits à déformation imposée, avec un suivi de la charge et de la déformation dans le temps. Les critères d'arrêt adoptés pour ces essais sont soit une durée de vie de 10^6 cycles sans endommagement, soit une chute de 25% du chargement stabilisé.

Les maquettes brutes servant de référence n'ont pas fissuré (amplitude de déformation maximale appliquée de 0,095%, sans risque de flambement). Les maquettes soudées ont fissuré au niveau de la jonction métal de base – cordon de soudure. Cette zone de discontinuité géométrique importante est le siège d'une concentration de contraintes. Ceci confirme le caractère néfaste des soudures sans finition à la tenue en service.

Les maquettes soudées-arasées se comportent différemment. A des niveaux de chargement faible (amplitude de déformation inférieure à 0,094%), on ne constate pas d'endommagement avant 10^6 cycles. Pour les chargements plus élevés, la fissuration apparaît à un nombre de cycles plus important que pour les maquettes brutes de soudage. Elle se produit hors de la zone arasée.

Dans tous les cas de figure, l'opération de parachèvement mécanique par arasage s'avère bénéfique à la tenue en service, malgré le niveau très élevé des contraintes résiduelles associées en peau.

Une étude expérimentale de la vitesse de propagation de fissure est menée. En utilisant des jauges de fissuration, couplées à un modèle numérique pour calculer les facteurs d'intensité de contraintes, on obtient les paramètres de la loi de Paris associée.

Une analyse plus détaillée de l'influence des opérations de soudage et d'arasage, en introduisant des facteurs de correction, fait l'objet du chapitre suivant.

Chapitre IV : Analyse et synthèse

IV. ANALYSE ET SYNTHÈSE

Introduction

Dans ce chapitre, on reprend les principaux résultats bibliographiques et expérimentaux, sous forme de synthèse. Une dernière partie est dédiée à la détermination de facteurs de correction pour l'évaluation et la prédiction de la durée de vie, en tenant compte des soudures et du parachèvement mécanique. Pour cela nos résultats sont comparés, expérimentalement et numériquement, aux courbes de référence obtenues sur éprouvettes polies du même matériau.

IV. 1. Synthèse bibliographique

Plusieurs auteurs se sont intéressés à l'influence des contraintes résiduelles sur la tenue en service des structures. D'autres ont étudié plus spécifiquement l'influence des opérations de parachèvement mécanique, qu'ils relient à l'état de surface et aux contraintes résiduelles associées.

L'effet de la contrainte moyenne sur la tenue en fatigue d'assemblages soudés a été étudié sur différents aciers, à différentes températures, par [MIU06], [KIH99] et [XIA96]. Sonsino [SON07] a étudié, sur des aciers de construction, l'influence et l'interaction du mode de chargement (traction, flexion), son niveau moyen et la géométrie du joint, et a conclu que la géométrie locale du cordon de soudure est l'élément essentiel qui permet d'améliorer la durée de vie en fatigue.

[BLE03] montre que les opérations de parachèvement mécanique améliorent la tenue en service, résultats confirmés par [LED07].

De nombreux travaux montrent que les contraintes résiduelles évoluent rapidement lors des premiers cycles. [BLE03] vérifie que les contraintes résiduelles, sur des tubes en acier inoxydable 316L, se stabilisent rapidement.

IV. 2. Synthèse des résultats expérimentaux

IV. 2. 1. Contraintes résiduelles

Le Tableau IV.1 récapitule les résultats de contraintes résiduelles déterminées en surface, pour les trois configurations de maquette, avant et après cyclage.

L'étude des contraintes résiduelles avant et après cyclage montre une évolution très rapide, sur les premiers cycles, et stable au cours du temps. On constate pour les maquettes soudées (arasées ou non) que le niveau des contraintes résiduelles évolue plus dans la ZAT que

dans le métal d'apport. La diminution de ce niveau, dans ce cas, est comprise entre 100 et 200 MPa.

		Avant cyclage	Après cyclage (stabilisation)	
Maquette	Brute		-160±15	-5±14
	Soudée	MA	-315±106	-
		ZAT	398±13	201±15
		MB	73±15	140±14
	Soudée-arasée	MA	670±8	627±12
		ZAT	814±8	710±9
MB		73±15	140±14	

Tableau IV.1 : synthèse des résultats de CR avant et après cyclage

L'opération de soudage engendre une modification de la distribution des contraintes résiduelles sur toute la maquette. L'état de compression laisse place à un état de traction dans le métal de base et la ZAT, et à un état de compression plus fort dans le métal d'apport. L'augmentation du niveau des contraintes résiduelles est de l'ordre de 200 MPa dans la ZAT et 150 MPa dans le métal de base.

L'opération d'arasage modifie fortement l'état des contraintes résiduelles au niveau de la ZAT et du métal d'apport, constituant la zone arasée. Cette zone présente un niveau de contraintes résiduelles élevé (entre 600 et 700 MPa). En comparaison avec les résultats après soudage, on constate, après stabilisation, une augmentation de 500 MPa dans la ZAT et 900 MPa dans le métal d'apport.

La Figure IV.1 permet de visualiser l'influence de l'opération d'arasage dans l'épaisseur.

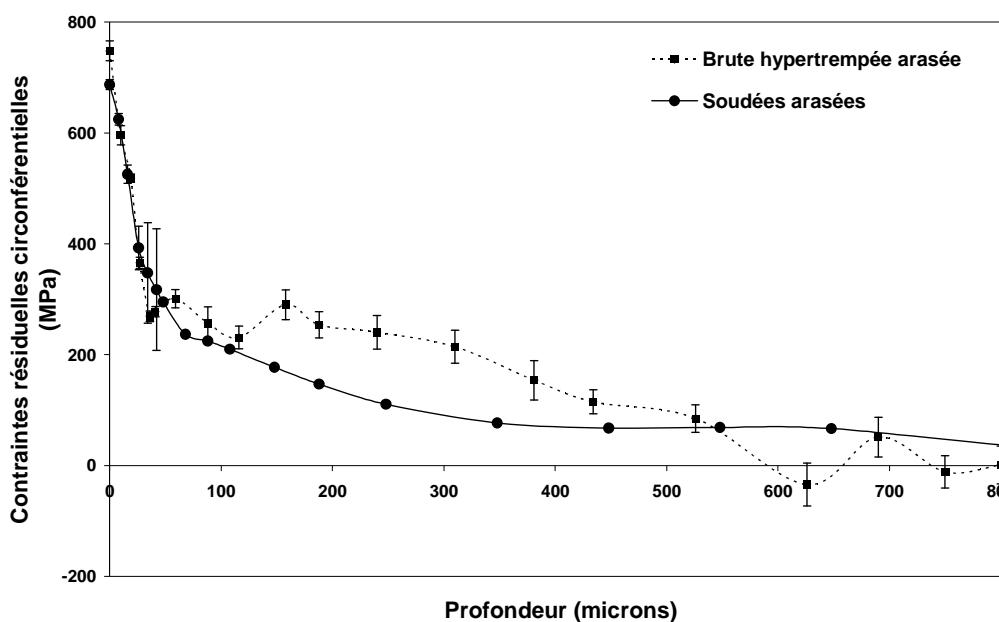


Figure IV.1 : profils de contraintes résiduelles sur maquettes arasées

On constate une évolution très rapide des contraintes résiduelles sur les 70 premiers microns (de 690 à 240 MPa pour les maquettes soudées-arasées). Entre 70 et 250 microns, cette baisse se poursuit plus modérément (de 240 à 110 MPa). Au-delà et jusqu'à 800 microns de profondeur, l'évolution des contraintes résiduelles est très faible. Le changement de signe se produit à une profondeur plus grande.

On rappelle les conclusions pour les profils de contraintes résiduelles :

- une maquette à l'état brut est dans un état de compression sur au moins 700 microns de profondeur,
- l'arasage a le même effet, quel que soit l'état initial de la structure parachevée (métal de base ou métal d'apport initialement en compression, ou ZAT initialement en traction faible) et génèrent des contraintes résiduelles de traction élevées sur une profondeur de 100 microns.

Les opérations d'arasage n'engendrent pas de transformation métallurgique (température maximale atteinte de l'ordre de 350°C), par contre les niveaux de contraintes relativement élevés peuvent être attribués à l'écrouissage mécanique associé à la présence de stries (concentration de contraintes par effet d'entaille). Les épaisseurs écrouies correspondent aux zones de contraintes résiduelles élevées.

Sur les assemblages soudés et soudés-arasés, les contraintes résiduelles seules ne suffisent pas pour expliquer l'évolution de la tenue en service.

IV. 2. 2. Essais de fatigue

Le Tableau IV.2 récapitule l'ensemble des paramètres et des résultats des essais de fatigue.

Configuration d'éprouvette	Brute	Référence	B6	B1	B4	B2
		P_a (mm)	±0,47	±0,7	±0,8	±0,9
		ε_a (%)	±0,052	±0,092	±0,093	±0,095
		ε_m (%)	0,099	0,41	0,55	0,64
		N (cycles)	10 ⁶ →	10 ⁶ →	10 ⁶ →	10 ⁶ →
	Soudée	Référence	S3	S1	S4	S2
		P_a (mm)	±0,6	±0,8	±0,9	±1,07
		ε_a (%)	±0,07	±0,085	±0,094	±0,121
		ε_m (%)	0,081	0,099	0,128	0,38
		N (cycles)	375 000	150 000	95 000	53 000
	Soudée arasée	Référence	SA6	SA3	SA2	SA5
		P_a (mm)	±0,63	±0,9	±0,96	±1,08
		ε_a (%)	±0,07	±0,094	±0,108	±0,11
		ε_m (%)	0,08	0,137	0,142	0,15
		N (cycles)	10 ⁶ →	10 ⁶ →	512 000	291 000

Tableau IV.2 : synthèse des paramètres et résultats d'essais de fatigue

Aucune maquette brute ne présente d'endommagement par fissuration à 10^6 cycles, quel que soit le chargement appliqué.

Les quatre maquettes soudées ont fissuré et leur durée de vie diminue avec le chargement croissant (Figure IV.2). La fissuration s'est produite au niveau de la rupture de pente entre le cordon de soudure et le métal de base. Cette zone de discontinuité géométrique importante est le siège de concentrations de contraintes.

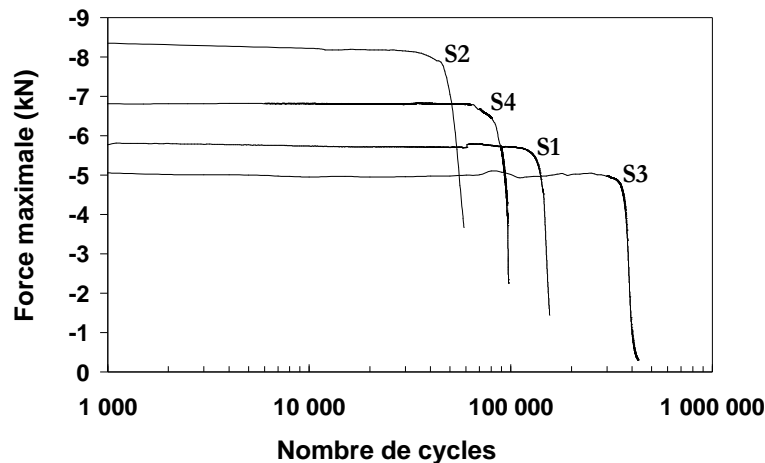


Figure IV.2 : évolution de la force maximale en fonction du nombre de cycles, maquettes soudées

Les maquettes soudées-arasées n'ont pas fissuré pour des amplitudes de déformation de 0,07 et 0,094%. Pour des amplitudes de 0,108 et 0,11%, la fissuration s'est produite selon le critère d'arrêt retenu, respectivement à 512 000 et 291 000 cycles. Les fissures apparaissent hors de la zone arasée, et se propage selon la direction radiale.

Les maquettes brutes, exemptes de contraintes résiduelles de traction en peau, présentent les durées de vie les plus élevées. Les maquettes soudées, présentant des niveaux de contraintes résiduelles de traction moyens en peau, ont les durées de vie les plus courtes. Les maquettes soudées-arasées, malgré le niveau de contraintes résiduelles le plus élevé, présentent des durées de vie supérieures aux précédentes.

Ceci s'explique par la combinaison des effets de discontinuité géométrique et des contraintes résiduelles dans le phénomène de fissuration. En effet, malgré un niveau de contraintes résiduelles plus faible, les discontinuités géométriques dans les maquettes brutes de soudage entraînent une diminution importante de la durée de vie. L'opération d'arasage engendre des contraintes résiduelles de traction plus élevées en peau et améliore la tenue en service par la suppression des discontinuités géométriques.

IV. 3. Discussions

Evaluation de la durée de vie

Dans le domaine de la conception, les méthodes d'évaluation de durée de vie en fatigue sont souvent basées sur l'utilisation de courbes ou de règles de design. Ces données sont issues de courbes S-N moyennes expérimentales. Par exemple, dans le domaine nucléaire, elles sont obtenues exclusivement à partir de résultats sur éprouvettes polies de laboratoire, avec un rapport de contraintes de -1. Par application de facteurs correctifs de 20 sur les nombres de cycles et de 2 sur la contrainte appliquée, on dimensionne les structures réelles.

L'effet de la structure et du milieu sur le comportement en fatigue des composants est considéré comme étant implicitement couvert par le conservatisme global des courbes de fatigue et des méthodes de conception codifiées.

Pour notre étude, nous suivons la même démarche afin de comparer nos résultats expérimentaux à ceux issus du retour d'expérience. Nous nous intéressons spécialement à l'influence des opérations de soudage et d'arasage sur le positionnement de nos résultats.

Afin de prévoir la durée de vie des maquettes soudées et soudées-arasées, un modèle éléments finis est développé. Ce modèle est calé sur les essais à l'aide des déformations données par les jauges d'extensométrie. Ce modèle nous permet d'avoir accès à des grandeurs nécessaires pour l'application de critères de fatigue.

Quatre critères sont ensuite évalués pour prédire la durée de vie. L'adaptation plastique des maquettes intervenant très rapidement au cours des essais, seuls des critères de fatigue polycycliques sans prise en compte des déformations plastiques sont utilisés.

Données en fatigue

La Figure IV.3 rassemble les résultats issus de nombreux essais uniaxiaux de fatigue, sur éprouvettes polies et sous chargement purement alterné ($R=-1$). A partir de ces résultats expérimentaux, une courbe de type Manson-Coffin est définie, elle permet de relier la variation de déformation appliquée $\Delta\epsilon$ au nombre de cycles à rupture N . Cette courbe est appelée « best-fit » du métal de base.

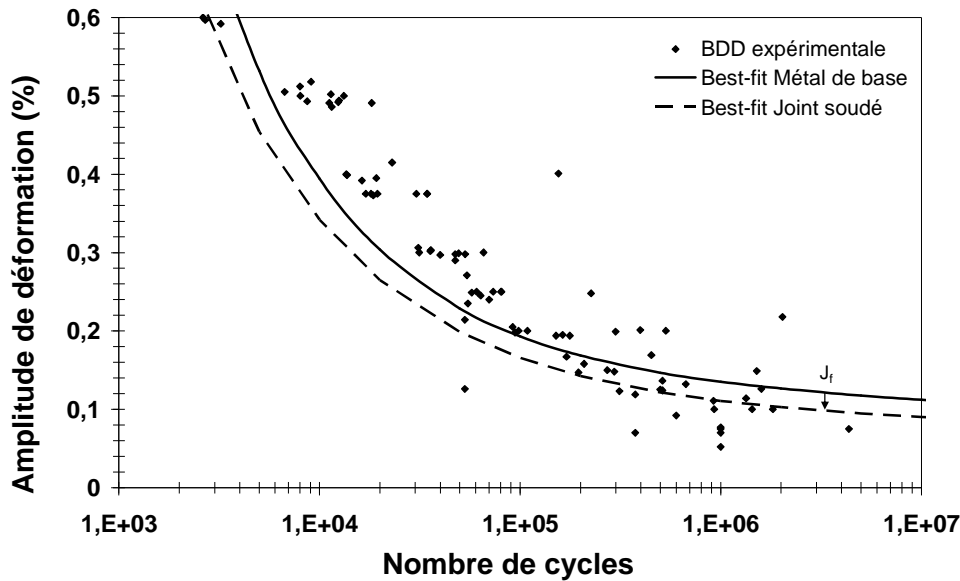


Figure IV.3 : courbes de Manson-Coffin pour matériau de base et joint soudé

Le code RCC-MR propose de déterminer les propriétés en fatigue des joints soudés à partir de la courbe de Manson-Coffin du métal de base. Le rapport des variations de déformations pour un même nombre de cycles à rupture est appelé coefficient de joint J_f :

$$J_f = \frac{\Delta \varepsilon_{\text{joint soudé}}}{\Delta \varepsilon_{\text{métal de base}}}$$

Par exemple, ce coefficient est fixé par le code RCC-MR à 1,25 pour les soudures en acier inoxydable austénitique 316L. Il est validé par [MAD01] à partir d'éprouvettes prélevées sur joint soudé et polies, pour les faibles niveaux de chargement, à 600°C. Pour les chargements plus importants ($\Delta \varepsilon_{\text{métal de base}} > 0,8\%$), des valeurs plus élevées sont déterminées (de 1,6 à 2).

Ce coefficient doit permettre de prendre en compte la diminution de la tenue à la fatigue due à la soudure par la présence de contraintes résiduelles, l'effet bimatérial ou encore la dégradation des propriétés de fatigue de la ZAT.

Remarque : Les courbes contrainte-durée de vie sont obtenues à partir des courbes précédentes en multipliant la déformation par le module d'Young (195 100 MPa dans ce cas).

Modèle éléments finis

Un modèle éléments finis volumique est défini sous Abaqus V6.7.

Les configurations brute de soudage et soudée-arasée sont étudiées. La géométrie de la soudure est définie sur la Figure IV.4. Les comportements du métal de base et du métal d'apport sont modélisés à l'aide d'une loi à écrouissage cinématique linéaire. Les paramètres de ces lois

sont obtenus à partir d'essais uniaxiaux monotones. L'adaptation plastique observée lors de l'essai étant très rapide, elle ne nécessite pas l'utilisation de courbes cycliques.

Un déplacement vertical est appliqué au sommet de la maquette. Il correspond au déplacement vertical du plateau-vérin (Figure IV.4).

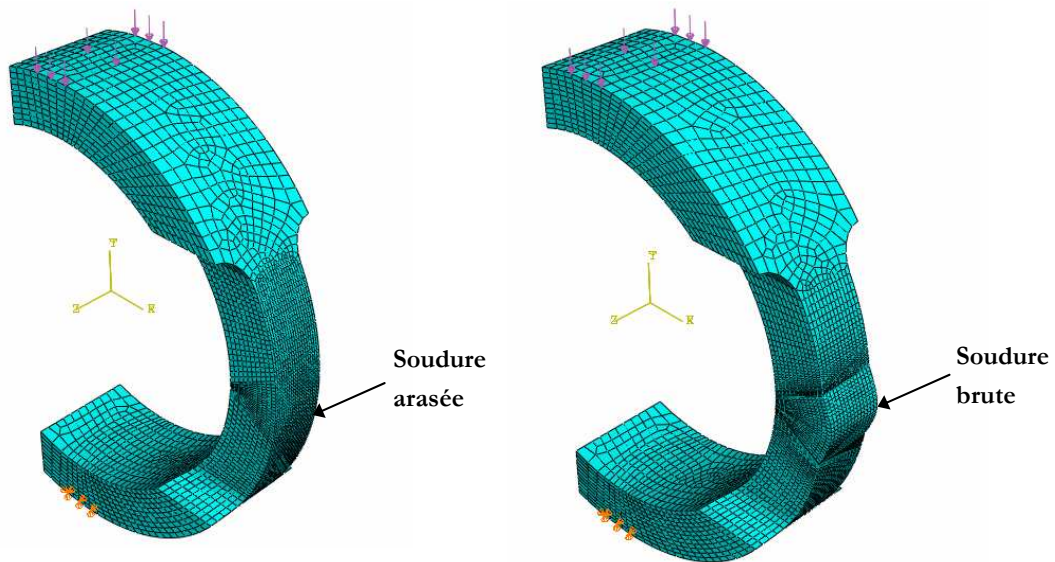


Figure IV.4 : maillage et conditions aux limites

Le modèle est validé à l'aide des relevés de déformations fournies par les jauges. La Figure IV.5 permet de comparer les déformations expérimentales (maquette soudée-arasée SA2) et les déformations obtenues avec le modèle éléments finis, elle montre une bonne concordance entre les deux modèles.

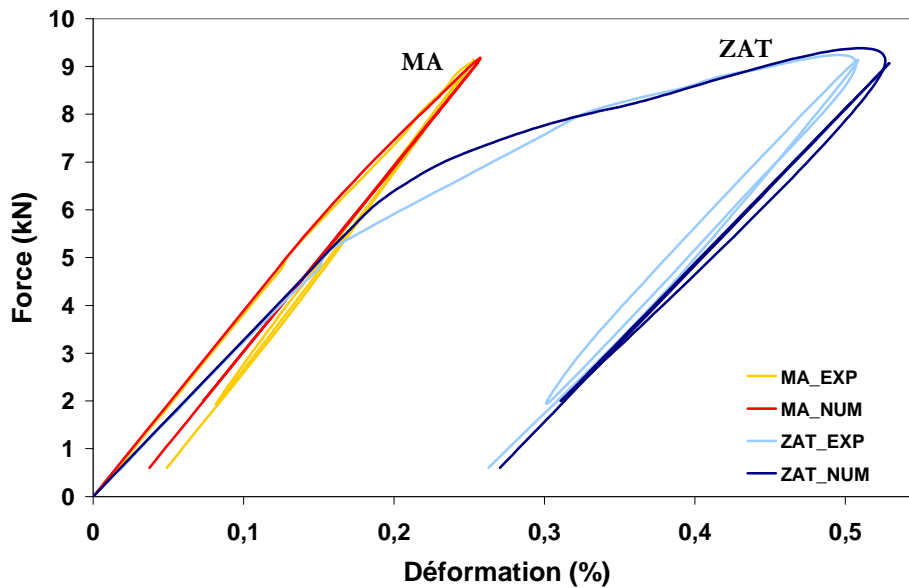


Figure IV.5 : comparaison des déformations expérimentales (maquette SA2) et numériques

Comparaison avec les courbes de design

La Figure IV.6.a regroupe les courbes expérimentales et les courbes de conception de la US Nuclear Regulatory Commission [NRC06] et de l'ASME [ASM07], pour l'acier inoxydable austénitique 304L.

Nos résultats expérimentaux sont positionnés sur ces courbes, en Figure IV.6.b et Figure IV.7. Les points avant correction sont représentés de manière pleine.

Pour les maquettes brutes, les essais ont été arrêtés à 10^6 cycles sans fissuration. Les points correspondants sur la Figure IV.6.b se trouvent en réalité à des durées de vie plus élevées. Aucune correction n'est apportée, les coefficients de correction doivent être égaux à 1.

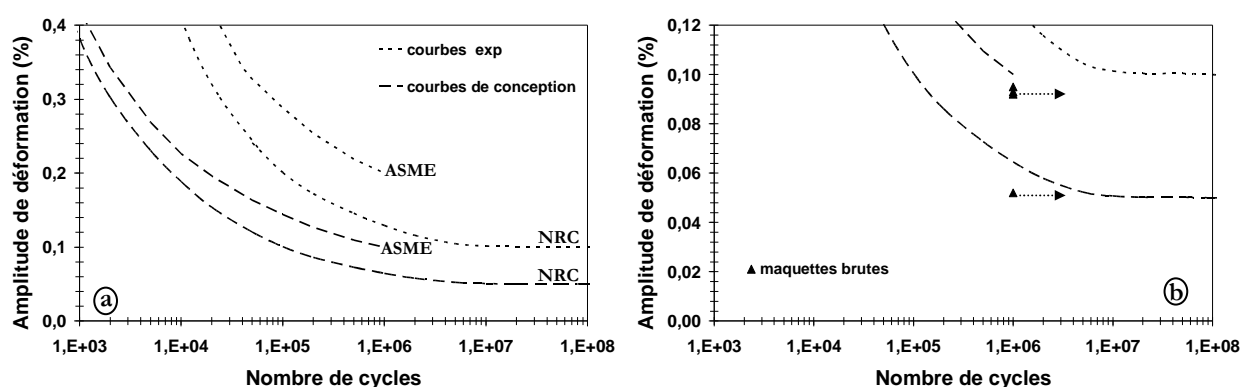


Figure IV.6 : courbes de fatigue (a) et résultats expérimentaux sur maquettes brutes (b)

Pour les maquettes soudées et soudées-arasées, les résultats expérimentaux avant correction sont en majorité en-dessous des courbes de conception (Figure IV.7). Ce constat est prévisible, étant donné que les courbes de référence sont déduites de résultats obtenus sur éprouvettes lisses. En tenant compte des facteurs de correction proposés par le code RCC-M, ces résultats (représentés par des symboles vides) se positionnent tous au-dessus des courbes de conception. Ces facteurs de correction permettent de comparer des résultats obtenus sur des maquettes à ces courbes de référence.

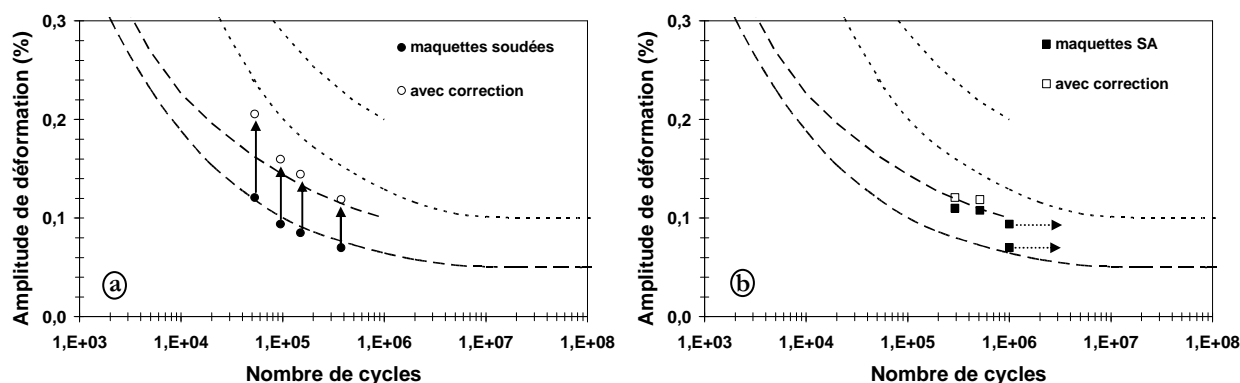


Figure IV.7 : courbes de fatigue et résultats expérimentaux sur maquettes soudées (a) et soudées-arasées (b)

La Figure IV.8 résume l'ensemble des courbes et des résultats expérimentaux de cette étude.

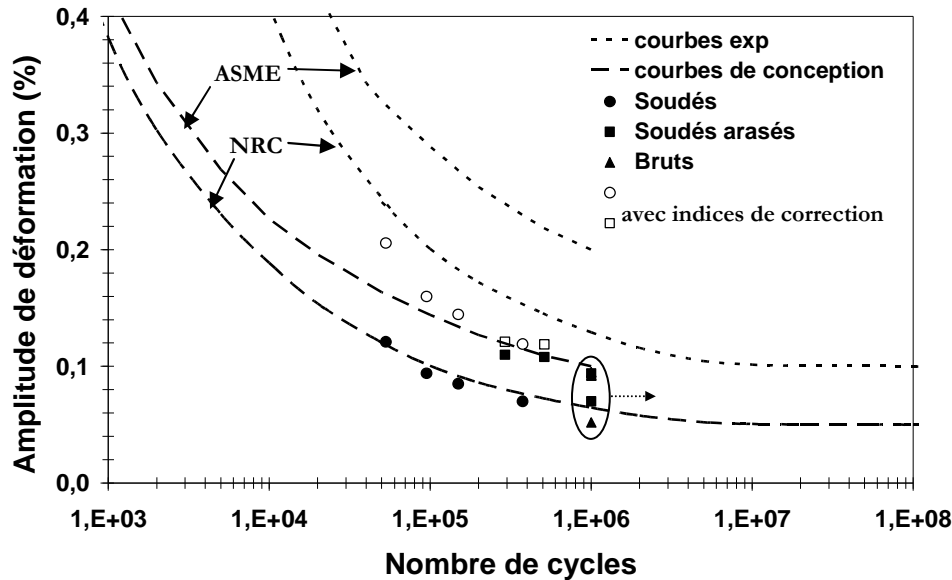


Figure IV.8 : synthèse des courbes de fatigue et des résultats expérimentaux

Tous nos résultats d'essais de fatigue sur maquettes sont en bon accord avec les courbes de conception.

On constate que les maquettes brutes ne subissent pas de fissuration jusqu'à 10^6 cycles. Toutes les maquettes brutes de soudage ont fissuré, leur durée de vie diminue avec l'amplitude de chargement. Les maquettes soudées-arasées ont un comportement intermédiaire.

Les durées de vie des maquettes soudées-arasées qui ont rompu sont plus importantes que celles des maquettes brutes de soudage, pour un chargement donné. On peut conclure que l'opération d'arasage améliore les performances de la structure soudée, malgré un niveau de contraintes résiduelles de traction en peau plus élevé.

Remarques : la limite d'endurance des maquettes brutes et soudées-arasées se situe probablement à $\epsilon_D=0,1\%$.

L'amélioration des propriétés en fatigue apportées par l'opération d'arasage a été constatée par [LED07]. Les effets de la contrainte moyenne, du pré-endommagement et de l'état de surface sur la limite d'endurance ont été étudiés dans le cadre d'un programme d'essais uniaxiaux de fatigue menés sur l'acier 304L.

Cette étude a permis de comparer divers modes de parachèvements, comme le meulage, le polissage et le tournage.

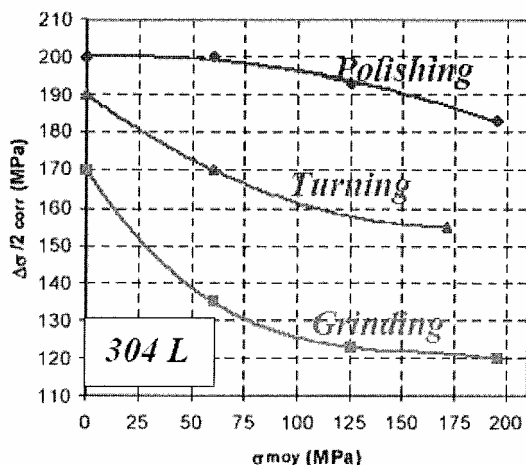


Figure IV.9 : limite d'endurance en fonction de la contrainte moyenne pour différents types de parachèvement [LED07]

La Figure IV.9 montre qu'à contrainte moyenne nulle, les différents états de surface induits par les traitements de parachèvement n'entraînent pas d'écart très important entre les limites d'endurance. A contrainte moyenne positive croissante, l'état de surface joue un rôle, particulièrement néfaste pour les échantillons meulés. En fatigue oligocyclique ($\epsilon_a=0,3\%$), le rapport des durées de vie peut aller jusqu'à 3 entre les échantillons polis et meulés. A grand nombre de cycles, les échantillons meulés sont également plus sensibles à un pré-endommagement effectués en fatigue plastique (apparition préalable de fissures).

Cette étude montre qu'une soudure, une rugosité élevée, un niveau élevé de contrainte moyenne et un pré-endommagement sont des facteurs aggravants en fatigue, d'où la nécessité d'améliorer l'état de surface en arasant et en polissant si possible les soudures.

[BLE03] arrive aux mêmes constatations sur des plaques en acier 316L et en acier A42.

Coefficients de correction

Le code RCC-M définit dans le cadre de l'analyse des produits tubulaires des indices de contraintes qui « expriment le rapport entre le comportement du composant étudié et le comportement du tronçon de tuyauterie droite de référence soumis aux mêmes sollicitations ». Les valeurs données sont des valeurs minimales à respecter lors de la conception.

Pour une soudure longitudinale bout à bout de tuyauterie droite soumise à des sollicitations d'origine thermique, cet indice noté K_3 vaut 1,1 si la soudure est arasée, et 1,7 si la soudure est brute de soudage.

On applique une démarche similaire pour évaluer le rapport des amplitudes de déformation, entre les différents états caractérisés en fatigue à grand nombre de cycles. Les coefficients de correction déterminés dans cette étude sont :

- pour le passage des éprouvettes polies aux maquettes brutes (valable uniquement pour les faibles chargements ($\epsilon_a < 0,1\%$), limite d'endurance similaire) :

$$K_{\text{épreuve} \rightarrow \text{maquette brute}} = 1$$

- pour le passage des éprouvettes polies aux maquettes brutes de soudage :

$$K_{\text{épreuve} \rightarrow \text{maquette soudée}} = 2$$

- pour le passage des maquettes brutes aux maquettes soudées-arasées :

$$K_{\text{épreuve} \rightarrow \text{maquette soudée arasée}} = 1,38$$

Dans la mesure où notre étude est réalisée dans des conditions expérimentales plus sévères, nos coefficients de correction sont légèrement plus élevés que les indices de contraintes donnés par le code RCC-M.

Conclusion générale et perspectives

Conclusion générale

Les travaux de recherche présentés dans ce rapport concernent la tenue en service des assemblages soudés en acier inoxydable austénitique 304L. Des maquettes de géométrie spécifique permettent d'obtenir une distribution des contraintes dans l'épaisseur de la structure, proches de celle rencontrée en service dans une tuyauterie soumise à une pression interne et à un choc thermique.

Une étude comparative est menée afin d'évaluer l'influence des soudures et du parachèvement mécanique sur la tenue en service. Ces opérations sont caractérisées par les contraintes résiduelles et les états de surface associés. Ces contraintes résiduelles sont déterminées en peau et par leur profil dans l'épaisseur, à l'aide de la méthode de diffraction des rayons X, complétée par la méthode du perçage incrémental.

Des essais de fatigue en flexion sur maquettes spécifiques sont menés afin de caractériser l'influence des opérations précédentes sur la durée de vie des structures. Les essais sont réalisés à déformation moyenne imposée, avec un contrôle de la force appliquée en fonction du temps. Le critère d'arrêt retenu est soit une chute de 25% de la charge stabilisée, soit une durée de vie de 10^6 cycles sans fissuration. Une partie des essais sert aussi à étudier l'évolution des contraintes résiduelles lors du cyclage.

Les résultats obtenus sont confrontés aux courbes de conception de référence. Une analyse complémentaire est menée sur les facteurs de correction.

L'objectif de ces travaux est de caractériser l'influence des contraintes résiduelles et des opérations de parachèvement mécanique sur la tenue en service de ces assemblages soudés.

Un premier chapitre bibliographique a permis de faire le point des connaissances sur le matériau, son comportement au soudage et en fatigue, et l'influence des contraintes résiduelles et des opérations de parachèvement.

Cette recherche bibliographique a montré que, pour l'acier 304L, très peu de données sont disponibles sur la fatigue à grand nombre de cycles et à température ambiante.

La soudure introduit des hétérogénéités de structure et de comportement, et constitue une zone potentielle d'initiation de fissure. Les procédés de parachèvement des soudures peuvent engendrer des champs de contraintes résiduelles non-négligeables et des concentrations de contraintes pouvant réduire la durée de vie des structures.

Le deuxième chapitre, dédié à la démarche expérimentale, présente les procédures et les moyens expérimentaux mis en place. Toutes les techniques de caractérisation des matériaux, d'un point de vue mécanique et métallurgique sont données. Les techniques d'obtention des maquettes sont décrites, et les méthodes de détermination des contraintes résiduelles sont détaillées. La campagne d'essais de fatigue est précisée, avec les paramètres de contrôle et d'arrêt des essais.

Le troisième chapitre présente les principaux résultats de contraintes résiduelles et de tenue en service. Les contraintes résiduelles sont déterminées, par méthode de diffraction des

rayons X en peau, pour toutes les maquettes (brutes, soudées, soudées-arasées), à l'état initial. Le suivi de l'évolution des contraintes résiduelles est réalisé lors des essais de fatigue. Il montre que les contraintes résiduelles sont redistribuées au bout d'une dizaine de cycles. Le profil des contraintes résiduelles est déterminé par les méthodes de diffraction des RX et du perçage incrémental.

Une analyse métallurgique et mécanique permet de compléter la caractérisation des matériaux. Les états de surface, avant et après arasage, sont caractérisés par leur rugosité.

La tenue en service est caractérisée par les essais de fatigue, les différentes configurations (brutes, soudées, soudées-arasées) sont étudiées à des niveaux de chargement différents. L'objectif de cette partie est d'évaluer l'influence des opérations de parachèvement mécanique et des contraintes résiduelles sur la tenue en service. Une étude spécifique est consacrée à la vitesse de propagation de fissure sur une maquette soudée.

Les maquettes brutes sont le siège de champs de contraintes résiduelles de compression en peau. Elles ont une durée de vie supérieure à 10^6 cycles dans nos conditions d'essai. Pour les maquettes brutes de soudage, les contraintes résiduelles sont de traction en peau et peuvent atteindre des niveaux élevés. Elles présentent des durées de vie faibles, dépendant de l'amplitude du chargement. Cette diminution de la tenue en service peut être attribuée principalement à la discontinuité géométrique au niveau du pied de cordon de soudure. Les maquettes soudées-arasées présentent une durée de vie plus grande que les maquettes brutes de soudage, malgré des contraintes résiduelles de traction en peau plus élevées. Cette amélioration peut être attribuée à l'amélioration de l'état de surface en pied de cordon.

Le dernier chapitre est consacré à l'analyse et la synthèse des résultats. Il reprend les principaux résultats obtenus et les compare, expérimentalement et numériquement, aux courbes de conception d'usage dans le domaine nucléaire. Les facteurs de correction sont définis pour permettre le passage éprouvette-structure, lors de l'évaluation et la prédiction de la durée de vie.

Perspectives de l'étude

Un des principaux résultats de l'étude porte sur la compétition entre les contraintes résiduelles de traction en peau et les effets géométriques (concentration de contraintes résiduelles) sur la durée de vie des structures. Afin de compléter l'investigation dans ce domaine, on propose de poursuivre l'étude selon les directions suivantes :

- influence des opérations de polissage ou de toilage sur la durée de vie,
- influence de l'orientation des stries de parachèvement,
- étude d'autres types d'assemblages soudés.

Les matériaux de base et d'apport, ainsi que les procédés de soudage, ont une influence certaine sur la durée de vie. L'étude peut être complétée en modifiant les matériaux et les propriétés mécaniques globales du joint soudé (effet de mismatch).

Nos résultats se situent dans la zone 10^5 - 10^6 cycles des courbes de fatigue, il peut être intéressant de compléter l'étude dans le domaine oligocyclique ou à très grand nombre de cycles.

Les prédictions de durée de vie sur les maquettes soudées ont été réalisées en utilisant les données en fatigue du métal de base corrigée par le facteur J_f . Ce coefficient englobe les effets dus à la présence de la soudure à savoir les contraintes résiduelles, les modifications des propriétés mécaniques de la ZAT ou encore la présence de défauts dans la soudure. Il serait intéressant d'appréhender ces différents effets indépendamment à savoir :

- L'ajout des contraintes résiduelles mesurées à la contrainte moyenne dans les critères de fatigue. Actuellement, la contrainte moyenne prend en compte uniquement la contrainte moyenne de fonctionnement et la contrainte résiduelle du cycle stabilisé.

- La détermination des propriétés de fatigue de la ZAT. Pour cela, un matériau « structure équivalente » (même structure microscopique et même dureté que la ZAT) peut être simulé par un traitement thermique. Des essais de fatigue sur éprouvettes permettront de déterminer les propriétés en fatigue pour cette structure équivalente. Ces propriétés seront utilisées dans les critères de fatigue.

- La présence de défauts dans la soudure peut être prise en compte dans le modèle éléments finis. Ce type d'approche permettrait de déterminer une taille critique de défauts à comparer avec les capacités des méthodes de détection de défauts.

Il serait également intéressant d'utiliser des critères énergétiques de fatigue qui permettent de prendre en compte des facteurs influents comme la multiaxialité des chargements, ou encore le gradient de contraintes dans l'épaisseur, très important dans le cas de nos maquettes. L'étude pourra être complétée par des essais avec différents rapports de contraintes dans l'épaisseur.

Références bibliographiques

- [AMI06]** S. Amiable, S. Chapuliot, A. Constantinescu, A. Fissolo, A comparison of lifetime prediction methods for a thermal fatigue experiment, *International Journal of Fatigue*, Vol. 28, pp. 692-706, July 2006.
- [ANC05]** O. Ancelet, Etude de l'amorçage et de la propagation des fissures sous chargement thermique cyclique 3D, mémoire de thèse, Université de Poitiers, 2005.
- [ANC07]** O. Ancelet, S. Chapuliot, G. Henaff, S. Marie, Development of a test for the analysis of the harmfulness of a 3D thermal fatigue loading in tubes, *International journal of fatigue*, Vol. 29, pp. 549-564, March 2007.
- [ASM07]** ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section III, Rules for Construction of Nuclear Power Plant Components, American Society of Mechanical Engineers, 2007.
- [ASTM1]** ASTM Standard E837-85, Determining Residual Stresses by the Hole-drilling Strain-Gage Method.
- [ASTM2]** ASTM Standard E915-85, Standard method for verifying the alignment of X-ray diffraction instrumentation for residual stress measurement.
- [ASTM3]** ASTM Standard E1426-94, Standard test method for determining the effective elastic parameter for X-ray diffraction measurements of residual stress.
- [BEL02]** F. Belahcene, Détermination de contraintes résiduelles par méthode ultrasonore, Document de l'UTT, 2002.
- [BLE02]** H. Bléhaut, D. Gognau, P. Flahaut, L. Khouchaf, S. Hariri, Characterisation of the effects of grinding on residual stresses, *Proc. 6th European Conference on Residual Stresses*, A. M. Dias, J. Pina, A. C. Batista, E. Diogo, eds., Trans Tech Publications, 2002.
- [BLE03]** H. Bléhaut, Influence des contraintes résiduelles sur l'intégrité des surfaces lors de parachèvements mécaniques, mémoire de thèse, Université des Sciences et Technologies de Lille, 2003.
- [BLE04]** H. Bléhaut, D. Chicot, P. Flahaut, J. Lesage, Consequences of a grinding on the surface integrity of an austenitic stainless steel, *Revue de Métallurgie*, No 12, pp. 1044-1052, 2004.

- [CAI88]** G. Cai, C. Culla, E. Manfredi, B. Tesi, The interaction between low cycle fatigue and lamellar tearing in AISI 316L welded joints, *International Journal of Fatigue*, Vol. 10, pp. 81-90, 1988.
- [CAS68]** R. Castro, J. J. Cadenet, *Métallurgie du soudage des aciers inoxydables et résistant à chaud*, Dunod, 1968.
- [CEA06]** An overview of studies in structural mechanics, Commissariat à l’Energie Atomique, Direction de l’Energie Nucléaire, rapport CEA-R-6113, ISSN 0429-3460, 2006.
- [CHO99]** O. K. Chopra, Effect of LWR coolant environments on fatigue design curves of austenitic stainless steels, NUREG/CR-5704, ANL, April 1999.
- [CHO07]** O. K. Chopra, W. J. Shack, Effect of LWR coolant environments on the fatigue life of reactor materials, NUREG/CR-6909, ANL, February 2007.
- [CLY01]** T.W. Clyne, Residual stresses in thick and thin surface coatings, *Encyclopaedia of materials : science and technology*, 2001.
- [COR90]** J. M. Corum, Evaluation of weldment creep and fatigue strength-reduction factors for elevated-temperature design, *Journal of Pressure Vessel Technology*, Vol. 112, pp. 333-339, November 1990.
- [EDF04]** Séminaire « Fatigue thermique », EDF-CEA, Paris, 15-16 mars 2004.
- [FAI04]** C. Faïdy, Thermal fatigue in mixing tees : status and justification of French assessment method, *Proceedings of 12th International Conference on nuclear engineering*, Arlington, USA, April 2004.
- [FIS04]** A. Fissolo, V. Maillot, G. Degallaix, S. Degallaix, N. Haddar, J. C. Le Roux, J. M. Stephan, C. Amzallag, F. Bouchet, Multiple cracking under thermal fatigue, *Revue de métallurgie*, pp. 1087-1099, décembre 2004.
- [FLA95]** P. Flahaut, *Caractérisation et comportement mécanique de placages bimétalliques*, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Douai, 1995.

- [HAD03]** N. Haddar, Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304L : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme, mémoire de thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2003.
- [HAU90]** V. Hauk, H. Hougardy, E. Macherauch, Residual stresses, measurement, calculation, evaluation, recueil de la conférence sur les contraintes résiduelles, Darmstadt 1990, organisée par l'Association for Heat Treatment and Materials Technology et la German Society for Materials Science and Technology, DGM Informationsgesellschaft mbH , ISBN 3-88355-169-4.
- [HOL98]** H. Holzapfel, V. Schulze, O. Vöhringer, E. Macherauch, Residual stress relaxation in an AISI 4140 steel due to quasistatic and cyclic loading at higher temperatures, Materials science and Engineering A, Vol. 248, pp. 9-18, june 1998.
- [HUG53]** D. S. Hughes, J. L. Kelly, Second-Ordre Elastic Deformation of Solids, Phys. Rev., Vol. 92, pp. 1145-1149, 1953.
- [IWA05]** T. Iwata, K. Matsuoka, Y. Kobayaski, Fatigue strength of welded joints of SUS316L for chemical tanker, Commission XIII of International Institute of Welding on fatigue behaviour of welded components and structures, Prague, July 2005.
- [JAS77]** Discussions : fatigue design criteria for pressure vessel alloys, C.E. Jaske, W. J. O'Donnell, Transactions of ASME, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 99, pp. 584-592, 1977.
- [KAN01]** F. A.Kandil, J. D.Lord, A review of residual stress measurement methods-A guide to technique selection, Report of NPL, 2001.
- [KIH99]** D. P. Kihl, S. Sarkani, Mean stress effects in fatigue of welded steel joints, Probabilistic engineering mechanics, Vol. 14, pp. 97-104, January 1999.
- [LAC90]** P. Lacombe, B. Baroux, G. Béranger, Les aciers inoxydables, 1990.
- [LEA99]** T. R. Leax, Statistical models of mean stress and water environment effects on the fatigue behaviour of 304 stainless steel, PVP, Vol. 386, p. 229, ASME 1999.

- [LED07] J. A. Le Duff, A. Lefrançois, Y. Meyzaud, J. P. Vernot, D. Martin, J. Mendez, Y. Lehericy, High cycle thermal fatigue issues in PWR nuclear power plants, life time improvement of some austenitic stainless steel components, *Revue de métallurgie*, Vol. 3, pp. 156-162, March 2007.
- [LEL68] A. Leluan, Etude d'une méthode de détermination de contraintes résiduelles ou contraintes propres, G.A.M.I. colloque, p.19-24, 1968.
- [LU91] L. Lu, D. François, J. F. Flavenot, H. P. Lieurade, Intégration de la notion des contraintes résiduelles dans les bureaux d'étude, présentation d'une démarche globale, Journée nationale sur les contraintes résiduelles au bureau d'études, Senlis, novembre 1991.
- [LU96] J. Lu, Handbook of measurement of residual stresses, ISBN 0-88173-229-X, 1996.
- [MAD01] Y. Madi, Comportement et durée de vie d'une jonction tubulaire soudée en 316L à 600°C, mémoire de thèse, université Blaise Pascal – Clermont II, 2001.
- [MAI03] V. Maillot, Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2CrNi18-09 (AISI304L), mémoire de thèse, Ecole Centrale de Lille - Université des Sciences et Technologies de Lille, 2003.
- [MAI05] V. Maillot, A. Fissolo, G. Degallaix, S. Degallaix, Thermal fatigue crack networks parameters and stability : an experimental study, *International Journal of solids and structures*, No 42, pp. 759-769, 2005.
- [MAN77] Manuel technique des aciers inoxydables, Pyc Edition / Semas, 1977.
- [MAT34] J. Mathar, Determination of Initial Stresses by Measuring the Deformation Around Drilled Holes. *Trans., ASME*, Vol. 56, pp. 249-254, 1934.
- [MIC93] A. Michel, Aspect thermomécanique du soudage, Cours technique général de formation professionnelle, Institut de soudure, décembre 1993.
- [MIU06] N. Miura, Y. Takahashi, High-cycle fatigue behaviour of type 316 stainless steel at 288°C including mean stress effect, *International Journal of Fatigue*, Vol. 28, pp. 1618-1625, 2006.

- [MON03]** P. Mongabure, P. Matheron, Y. Madi, Mechanical cyclic behaviour of 316L welded joint, *Mécanique & Industries*, No 4, pp. 619-626, 2003.
- [MOR58]** J. Morrow, G. M. Sinclair, Cycle dependent stress relaxation, Symposium on Basic Mechanisms of Fatigue, ASTM STP 237, American Society for Testing and Materials, 1958.
- [MOR68]** J. Morrow, Fatigue design handbook, *Advances in Engineering*, Warendale, Society of Automotive Engineers, Section 3-2, pp. 21-95, 1968.
- [MUR51]** D. Murnaghan, Finite deformations of an Elastic Solid, Wiley, New York, 1951.
- [NF88]** NF EN 10088 : aciers inoxydables, novembre 1995.
- [NRC06]** Regulatory Guide 1144, Guidelines for evaluating fatigue analyses incorporating the life reduction of metal components due to the effects of the light-water reactor environment for new reactors, US Nuclear Regulatory Commission, July 2006.
- [OTU75]** Données physiques sur quelques aciers d'utilisation courante, OTUA, avril 1975.
- [PAW95]** L. Pawlowski, the science and engineering of thermal spray coatings, ISBN 0 471 95253 2, 1995.
- [PET03]** S. Petitjean, Influence de l'état de surface sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier inoxydable austénitique 304L, mémoire de thèse, Université de Poitiers, 2003.
- [RAO07]** D. Rao, D. Wang, L. Chen, C. Ni, The effectiveness evaluation of 314L stainless steel vibratory stress relief by dynamic stress, *International Journal of fatigue*, Vol. 29, pp. 192-196, 2007.
- [RCC02]** Règles de Conception et de Construction des Matériels Mécaniques des îlots nucléaires, Vol. B, AFCEN, édition 2002.
- [REN66]** N. J. Rendler, I. Vigness, Hole-drilling strain-gage method of measuring residual stresses, *Proc. SESA XXIII*, No 2, pp. 577-586, 1966.
- [ROY96]** D. Royer, E. Dieulesaint, Ondes élastiques dans les solides, Edition Masson et C^{ie}, 1996.

- [SAE71]** Residual stress Measurement by X-ray diffraction, SAE Information report J 784a, 1971.
- [SHA95]** M. Shamshirsaz, Contraintes résiduelles dues à l'élaboration dans des plaques métalliques minces multicouches, Mémoire de thèse, Université de Lille 1, 1995.
- [SMI70]** K. N. Smith, P. Watson, T. H. Topper, A stress-strain function for the fatigue of materials, *Journal of Material*, Vol. 5, pp. 767–783, 1970.
- [SMI01]** D. J. Smith, G. H. Farrahi, W. X. Zhu, C. A. McMahon, Experimental measurement and finite element simulation of the interaction between residual stresses and mechanical loading, *International Journal of Fatigue*, Vol. 23, pp. 293-302, 2001.
- [SON07]** C. M. Sonsino, Fatigue life improvement of welded structures by post-weld treatments and some limitations by geometry and loading mode, *Revue de métallurgie*, Vol. 1, pp. 51-57, 2007.
- [TEN02]** T. Tenga, C. Fung, P. Chang, Effect of weld geometry and residual stresses on fatigue in butt-welded joints, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 79, pp. 467–482, 2002.
- [TIC25]** Techniques de l'ingénieur, article C2522, Constructions métalliques – Assemblages par soudage.
- [TIM32]** Techniques de l'ingénieur, article M323, Données numériques sur les aciers inoxydables.
- [TIM41]** Techniques de l'ingénieur, article M4120, Fractographie : bases physiques.
- [TIR27]** Techniques de l'ingénieur, article R2740, Thermographie – Principes et mesure.
- [VAL92]** M. Valsan, K. Bhanu Sankara Rao, R. Sandhya, S. L. Mannan, High temperature, low cycle fatigue behaviour of AISI type 316LN base metal, 316LN-316 weld joint and 316 all-weld metal, *Materials Science and Engineering*, Vol. 149, pp. 9-12, 1992.
- [VAL95]** M. Valsan, D. Sundararaman, K. Bhanu Sankara Rao, S. L. Mannan, A comparative evaluation of low-cycle fatigue behaviour of type 316LN base metal, 316 weld metal, and 316LN/316 weld joint, *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 26, pp. 1207-1219, 1995.

- [VIS00]** Mesures des contraintes par la méthode du trou, Document VISHAY-MICROMESURES.
- [VON89]** F. J. Von Reissig, J. Appl.Phys., Vol. 66, p. 4262, 1989.
- [XIA96]** Z. Xia, D. Kujawski, F. Ellyn, Effect of mean stress and ratcheting strain on fatigue life of steel, International journal of fatigue, Vol. 18, pp. 335-341, 1996.
- [YOS00]** E. Yoshihisa, S. Ganesh Sundara Raman, Thermomechanical and isothermal fatigue behaviour of type 316 stainless steel base metal, weld metal, and joint, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 5, No 3, pp. 174-182, 2000.
- [ZHU01]** W. Z. Zhuang, G. R. Halford, Investigation of residual stress relaxation under cyclic load, International Journal of Fatigue, Vol. 23, pp. 31-37, 2001.

