N° ordre :

ECOLE CENTRALE DE LILLE UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

THESE

Présentée en vue d'obtenir le grade de

DOCTEUR EN MECANIQUE

Par

Valérie MAILLOT

DOCTORAT DELIVRE CONJOINTEMENT PAR L'ECOLE CENTRALE DE LILLE ET L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

AMORÇAGE ET PROPAGATION DE RESEAUX DE FISSURES DE FATIGUE THERMIQUE DANS UN ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE DE TYPE X2 CrNi18-09 (AISI 304 L)

Soutenue le 16 Juin 2003 devant le jury composé de :

Président du jury
Rapporteur
Rapporteur
Examinateur
Directeur de thèse
Co-directrice de thèse

Philippe Bompard Luc Rémy Jean Petit Géry de Saxcé Antoine Fissolo Bernard Marini Jean-Michel Stephan Philippe Gilles Gérard Degallaix Suzanne Degallaix Professeur des Universités, EC Paris Directeur de Recherche CNRS, ENSMP Directeur de Recherche CNRS, ENSMA Professeur des Universités, USTL Ingénieur de Recherche, HDR, CEA Ingénieur de Recherche, CEA Ingénieur de Recherche, EDF Ingénieur de Recherche, Framatome Professeur des Universités, EC Lille Professeur des Universités, EC Lille

Laboratoire de Mécanique de Lille UMR CNRS 8107

A mon grand père,

REMERCIEMENTS

En conclusion de ces trois années (et quelques mois), je me dois de remercier tous ceux qui ont contribué, d'une façon ou d'une autre, à l'aboutissement de ces travaux.

Tout d'abord, je remercie les membres du jury, et tout particulièrement MM. Luc Rémy et Jean Petit, rapporteurs et M. Bompard qui m'a fait l'honneur d'en être président.

Je tiens à exprimer toute ma gratitude à Gérard et Suzanne Degallaix, directeurs de thèse, pour leur soutien, leurs encouragements et leurs pertinentes suggestions : les réunions à Lille ont toujours fait avancer les choses, et ils ont toujours réussi à me faire éviter les pièges du parler métier CEA.

Merci aussi à Antoine Fissolo, mon interlocuteur CEA, qui m'a fait partager sa passion (exclusive ?) pour la fatigue thermique.

Merci à Bernard Marini, pour m'avoir accueilli dans son laboratoire et surtout pour ses remarques scientifiques, et ses connaissances encyclopédiques. J'ai aussi apprécié les discussions de fin de journée autour d'une tasse de thé sur des sujets très variés, et tout particulièrement celles sur la place des femmes dans le monde du travail...

Merci à Anne Falanga et Frédéric Ravel, chefs successifs du Service de Recherches Métallurgiques Appliquées, pour leur accueil et leur soutien.

Merci à Jean-Michel Stephan, Marielle Akamatsu, Jean-Christophe Le Roux, Claude Amzallag et Said Taheri, mes interlocuteurs EDF et Yves Meyzaud et Jean Alain Le Duff interlocuteurs Framatome, pour l'intérêt qu'ils ont porté à cette étude et la liberté qu'ils m'ont laissée.

J'en viens maintenant à tous ceux qui ont « mis la main à la pâte » :

Merci à Frédéric Bouchet, pour m'avoir introduite au monde de la fatigue thermique et de SPLASH, à Véronique Rabeau, pour m'avoir présenté le labo de métallurgie et m'avoir expliqué au moins trois fois comment fonctionne la petite tronçonneuse, à Annick Bougault pour la formation à l'utilisation du MEB et les mesures par EDS.

Merci à Lyliane Potiquet pour tous les plans de prélèvement, à Gérard Turpin pour tous les usinages (surtout les usinages urgents !), à Pierre Wident pour s'être impliqué dans les essais de flexion (et pour avoir laissé passer mes usinages urgents avant les siens...), à Grégory Perez pour les essais de flexion et les heures supplémentaires qui en ont découlé, sans oublier les essais sur CT et les photos, à Freddy Zioleck pour les tractions / résiliences qui ont été faites avant mon arrivée, et à Jérôme Pécégo pour avoir attendu avec patience le retour du palmer...

Merci à Michel Mottot et Michel Noblecourt pour les essais de fatigue oligocyclique, à Jean Luc Béchade pour les diffraction rayons X.

Merci à Christian Robertson et Isabelle Monnet « aventuriers à la recherche de la martensite perdue » pour le MET.

Merci aussi à Jérôme Crépin et Daniel Caldemaison du LMS pour les mesures par EBSD.

Mention spéciale à Geoffrey Veragen et Guillaume Legendre, qui ont contribué, par leurs stages respectifs, à l'obtention des résultats d'analyse d'images et à M. Rhamani qui les a formés au logiciel Aphélion.

Merci à Michel Truong pour le soutien informatico-logistique.

Enfin, merci à Mireille Jouan, Sylvie Coignard, Nathalie Rico et Liliane Dumets, pour les ordres de mission, les avis de rendez vous... et à Marie Claire Tanghe pour les envois de chapitres et les réceptions de fax !

Merci aussi à Véronique Aubin, Florence Jaupitre et Olivier Roussette pour les réinscriptions à l'USTL.

Mais il n'y a pas que ceux qui ont participé physiquement à l'étude, il y a aussi ceux qui y ont participé, par l'intermédiaire de discussions, techniques ou non, et aussi ceux qui n'ont pas participé à l'étude en elle-

même, mais qui ont rendu, par leur présence et leur amitié ces trois années plus faciles. Alors, en vrac, en mélangeant lillois, parisiens, bisontins, russes et allemands, collègues, amis et parents, tous ceux à qui je voudrais adresser un petit signe.

Jacky Hivroz et Pierre Forget m'ont fait re-découvrir les joies de la course à pied, et Gildas Huchet s'est chargé de la pimenter, qu'ils en soient ici remerciés. Vanessa Chang, Bounthavy Suvilay et Vincent Chavanon m'ont fait décourvir l'escalade, et une école de concentration... je leur dois beaucoup plus qu'un claquage et une cheville foulée.

Merci à Fabienne Simon-Jean (le duo c'était vraiment sympa !), Cécile Leromain, Damien Guérin, Guillaume Lesoin, Didier Blanc, Jean-Philippe Couzinié, Mohamed Kebaïli, Eva Héripré et Elvire Philips entre autres, tous les stagiaires (ou scientifiques du contingent) dont la présence a animé les locaux (et surtout mon bureau). Mention spéciale aux thésards, Quentin Auzoux, et Christophe Déprés.

Merci à Line Olivier et Steve Orr, pour tous les bons petits déjeuners, et pour s'être escrimés à me changer les idées.

Merci à Gérard Degallaix, Suzanne Degallaix, et à mon père pour m'avoir poussée à faire cette thèse (je ne sais pas lequel des trois a poussé le plus fort).

Merci à Sébastien Carassou et Jean-Christophe Le Roux, pour leurs avis éclairés d'anciens thésards.

Merci à tous les amis des deux cafés, Frédéric Bouchet, Pierre Lamagnère (tu nous manques !), Christian Robertson, Fahrad Tavassoli, Antoine Fissolo, Bernard Marini, Ludovic Vincent et Jean-Pierre Gauthier d'un côté, Christel Caës, Véronique Lézaud, Philippe Legendre (tu nous manques aussi), Lucien Allais, Quentin Auzoux, Maxime Sauzay, Michel Truong, Pierre Forget et Jacky Hivroz de l'autre.

Merci à Tania, Leonid et Natacha, dont les lettres m'aident toujours à relativiser les choses, et à Lyliane et Christel pour toutes les discussions que nous avons eues dans les moments difficiles.

Pendant ces derniers mois, j'ai négligé beaucoup de monde, et je veux remercier tous ceux qui ont fait preuve de patience : ma grand-mère, qui n'a pas protesté quand mes visites se sont espacées, mon père qui ne m'a pas harcelée pour savoir quand le manuscrit serait terminé, ma mère et mon beau père qui n'ont pas trop protesté quand les coups de téléphone se sont raréfiés, Isabelle, Thomas et Valentin, que j'ai un peu délaissés.

Odile attend toujours mes commentaires, et cette patience l'honore ; Manuel, Mélanie, Marie-Françoise, Elsa, Marie, Laurent et Lionel ne désespèrent pas de me recroiser un jour, et pour cela aussi, je les remercie.

Merci aussi à Laurence Portier, Roger Maury, Séverine Chaise, Jean-Christophe Brachet, Catherine Janis, Jean-Luc Bertin, Blaise Girard et Yvan Tournié, mes nouveaux collègues, qui ont supporté avec le sourire la période de biseau, toujours délicate, et à Lucien Allais pour m'avoir fait confiance.

Et pour terminer, un énorme merci à Yann Vandenberghe, qui a accepté de voir ses vacances réduites et qui m'a supporté (dans les deux sens du terme) pendant des derniers mois difficiles....

INTRODUCTION

Lorsqu'une pièce subit localement des variations cycliques de température, des gradients de contrainte se forment (en surface de la pièce ou en profondeur) par contractions ou dilatations empêchées : le matériau localement refroidi est en contraction empêchée si le reste du matériau reste à température plus élevée. Ces variations cycliques de température engendrent des variations cycliques de contrainte et peuvent induire le phénomène dit de *fatigue thermique*. L'endommagement qui en résulte se manifeste généralement par l'apparition de réseaux de fissures – on parle alors de faïençage thermique – ou de fissures multiples parallèles. Ce type d'endommagement a notamment été constaté dans des zones de mélanges de fluides à différentes températures, ou sur des pièces telles que des disques de frein ou des cylindres de laminoirs qui, de par leur usage, sont amenées à voir successivement des températures très différentes. Ces fissures sont généralement peu profondes ; certaines cependant peuvent conduire à des endommagements plus importants, voire à des ruptures de pièces. Le plus souvent, les pièces ainsi endommagées sont remplacées de façon préventive.

En mai 1998, une fuite de liquide primaire a été détectée sur une portion de circuit de Refroidissement du Réacteur à l'Arrêt (RRA) d'une centrale nucléaire de type Réacteur à Eau Pressurisée (REP). Cet incident était d'autant plus inquiétant qu'il s'était produit sur une des premières centrales de nouvelle génération (palier N4) mises en fonctionnement. Après expertise, il s'est avéré que la fissure traversante avait pris naissance au pied d'un cordon de soudure dans un coude, dans une zone de mélange de fluides chaud et froid : le circuit RRA est chargé d'évacuer la puissance résiduelle du cœur lorsque le réacteur est à l'arrêt, et pour ce faire, de l'eau froide est injectée dans le circuit primaire en amont du cœur.

De plus, en partie courante dans la même zone, des réseaux de faïençage peu profonds ont été observés. La présence des réseaux de faïençage a conduit les experts à attribuer la fuite à un endommagement par fatigue thermique. Un projet ayant pour but la compréhension de l'incident et la prévention d'incidents ultérieurs de même type, piloté par Electricité De France a été mis en place : le projet DOMZOME (DOMmages des ZOnes de MElange). Ce projet comporte un volet sur la thermo-hydraulique des zones de mélange, un volet fatigue à grand nombre de cycles des aciers inoxydables et spécificité de la fatigue thermique par rapport à la fatigue isotherme et un volet mécanique pour la prise en compte des chargements propres aux zones de mélange en termes d'amplitude et de fréquence variable des sollicitations, et pour la propagation des réseaux de fissures. Notre étude a été réalisée dans le cadre de ce troisième volet.

Cette étude a été réalisée dans le cadre d'une action tripartite entre Electricité de France, le Commissariat à l'Energie Atomique et Framatome. Elle s'est déroulée essentiellement au CEA au sein de la Direction de l'Energie Nucléaire (DEN), du Département des Matériaux pour le Nucléaire (DMN), dans le Service de Recherches Métallurgiques Appliquées (SRMA).

Nous avons travaillé sur un acier inoxydable austénitique de type X2 CrNi18-09 (AISI 304 L) semblable à celui utilisé pour les circuits de refroidissement. Cette étude a porté non pas sur la fissuration traversante en pied de cordon de soudure, mais sur les réseaux de faïençage. Nous avons reproduit ces réseaux expérimentalement à l'aide d'un dispositif d'essai appelé SPLASH, ce qui nous a permis d'étudier les conditions d'apparition des réseaux, leur formation et leur morphologie. Nous avons cherché à déterminer s'ils pouvaient être dangereux pour la structure, c'est-à-dire s'ils risquaient de la traverser : pour cela, nous nous sommes intéressés aux profondeurs maximales obtenues expérimentalement sur l'essai SPLASH pour différentes conditions de sollicitations, et avons modélisé l'état des contraintes au cours du cyclage dans l'éprouvette SPLASH.

Dans un deuxième temps, nous nous sommes intéressés à la stabilité de ces réseaux sous un chargement mécanique ultérieur. En service, cela pourrait correspondre à une sollicitation accidentelle des réseaux amorcés en fatigue thermique, ou à une sollicitation mécanique superposée à la sollicitation de fatigue thermique, qui pourrait faire se propager une ou plusieurs fissures issues du réseau. Nous avons appliqué sur les réseaux un chargement de fatigue en flexion 4 points isotherme à charge imposée, à température ambiante. Nous avons comparé les vitesses de propagation des fissures du réseau à la vitesse de propagation d'une fissure unique de profondeur initiale égale à la profondeur maximale des fissures du réseau. L'objectif était de mettre en évidence un éventuel retard à la propagation dû à des effets d'écran entre fissures du réseau.

Plan du mémoire :

Ce mémoire est composé de quatre parties.

Dans une première partie, nous rappelons par une étude bibliographique quelles sont les principales manifestations de la fissuration multiple et du faïençage - qu'elles aient ou non pour origine la fatigue thermique. Nous décrivons quelques modèles utilisés dans la littérature pour simuler la fissuration multiple ; nous portons une attention particulière aux effets d'écran. Enfin, nous décrivons le phénomène de fatigue thermique (l'incident de mai 1998 à Civaux est en particulier détaillé) et les différents moyens d'essais utilisés pour l'étudier.

Dans une deuxième partie, après quelques éléments bibliographiques sur les aciers inoxydables austénitiques, nous caractérisons microstructuralement le matériau de l'étude, et décrivons ses propriétés mécaniques courantes (traction, résilience, comportement en fatigue oligocylique isotherme et fissuration par fatigue sur éprouvettes CT).

Dans une troisième partie, nous décrivons le dispositif de fatigue thermique utilisé (dispositif SPLASH), et réalisons une étude qualitative puis quantitative par analyse d'images de la formation et de la propagation des réseaux de faïençage thermique générés. Nous terminons cette partie par une modélisation de l'essai et une évaluation des niveaux de contrainte engendrés dans l'éprouvette.

Enfin, dans une quatrième et dernière partie, nous étudions la stabilité des réseaux sous sollicitation de flexion 4 points isotherme. Pour cela, nous cherchons à comprendre les mécanismes de sélection de la fissure dominante du réseau et comparons les propagations sur réseaux aux propagations de fissures en fond d'entailles sur des éprouvettes préalablement entaillées. Une modélisation bidimensionnelle de la propagation de fissures parallèles est ensuite confrontée aux résultats expérimentaux.

Nous terminons par des conclusions et perspectives.

L'Annexe A rassemble les plans de prélèvement des éprouvettes et les géométries des éprouvettes utilisées. Les Annexes B et C reproduisent les réseaux retranscrits au cours de l'étude, en surface et en profondeur. L'Annexe D propose quelques éléments sur l'éventualité de formation de martensite au cours des essais de fatigue thermique. L'Annexe E présente le mode opératoire des essais de fatigue thermique. L'Annexe F rappelle les conditions de dimensionnement des éprouvettes de flexion, et l'Annexe G rappelle deux méthodes utilisées pour le dépouillement des essais. L'Annexe H présente une première tentative de modélisation de la fissuration en fatigue thermique, tandis que l'Annexe I donne quelques points complémentaires de la modélisation de la fissuration multiple en flexion 4 points présentée dans le chapitre IV.

SOMMAIRE

INTRODUCTION	1
SOMMAIRE	3
LISTE DES FIGURES	4
LISTE DES TABLEAUX	9
SOMMAIRE DETAILLE DU CHAPITRE I	
I <u>ELEMENTS BIBLIOGRAPHIQUES SUR LA FISSURATIO</u> THERMIQUE	ON MULTIPLE ET LA FATIGUE 11
I.1RESEAUX DE FISSURES ET FISSURATION MULTIPLEI.2LA FATIGUE THERMIQUE ET LES MOYENS D'ESSAIS	
SOMMAIRE DETAILLE DU CHAPITRE II	
II CARACTERISATION DES MATERIAUX	
II.1 Les aciers inoxydables austenitiques II.2 Caracterisation microstructurale et mecanique du m	
SOMMAIRE DETAILLE DU CHAPITRE III	
III ENDOMMAGEMENT, AMORÇAGE ET PROPAGATION E	N FATIGUE THERMIQUE65
III.1 METHODOLOGIE EXPERIMENTALE	
III.2 ENDOMMAGEMENT PRECURSEUR	
III.5 AMORÇAGE III 4 PROPAGATION DES RESEAUX	
III.5 MODELISATION	
SOMMAIRE DETAILLE DU CHAPITRE IV	
IV STABILITE DES RESEAUX SOUS CHARGEMENT MECAN	NIQUE114
IV.1 ESSAIS DE FISSURATION ISOTHERME EN FLEXION 4 POINTS	
IV.2 OBSERVATIONS FRACTOGRAPHIQUES IV.3 SIMULATION NUMERIQUE DES ESSAIS DE PROPAGATION	
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	
BIBLIOGRAPHIE	

LISTE DES FIGURES

Figure I-1 : Représentation schématique du faïençage et de la fissuration multiple	. 11
Figure I-2 : Photographie de lac asséché par G. Peteri [PET-01]	. 12
Figure I-3 : Mur d'argile au début du séchage[GOL-01]	. 13
Figure I-4 : Mur d'argile, séchage achevé [GOL-01]	. 13
Figure I-5 : Exemple de pièce en Raku (Afrique du sud)	. 13
Figure I-6 : Exemple de poterie traditionnelle en Raku (Ubaye)	. 13
Figure I-7 : Fissuration multiple obtenue en corrosion sous contrainte par un essai de traction lente sur acier AISI 316	
L (entre 10^{-8} et 10^{-5} s ⁻¹) après 43 min en milieu corrosif (MgCl ₂ 44% _m à 153°C) [RAQ-01]	. 14
Figure I-8 : Surface de friction d'un disque de frein après un polissage : apparition d'un réseau de fissures [DUF-01]	. 15
Figure I-9 : Schéma de principe du fonctionnement d'une centrale à eau pressurisée [ASN-sd]	. 15
Figure I-10 : Emplacement du coude incriminé dans Tihange 1 [KER-90]	. 16
Figure I-11 : Zones de fissuration mises en évidence par radiographie et ressuage en surface interne du coude et du	
troncon droit pour Tihange 1 [KER-90]	. 16
Figure I-12 : Circuit d'injection de sécurité, cas de Tihange 1 et Farley 2 : emplacement des vannes d'isolement	
[KER-90]	. 17
Figure I-13: Fissuration traversante sur le circuit RIS de Bugev 3 [CAM-85]	. 18
Figure I-14 : Té de mélange de réacteur à eau bouillante présentant des endommagements par fatigue thermique	
[HÄN-81]	. 19
Figure I-15 · Dégradations typiques en surface interne de coude sur RRA mise en évidence par ressuage	20
Figure I-16 : Répartition des températures dans le coude de Civaux, à un instant donné.	. 20
Figure I-17 : Nouvelle conception du circuit RRA du palier N4 après l'incident de Civaux [DRI-sd]	. 21
Figure I-18 : Les trois modes élémentaires de sollicitation d'une fissure [FRA-93]	22
Figure I-19 · Représentation schématique d'une fissure unique débouchante dans une plaque semi-infinie sous	
contrainte de traction uniforme	22
Figure I-20 · Représentation schématique de deux fissures parallèles de longueurs différentes dans une plaque semi-	
infinie soumise à une contrainte de traction uniforme [ISI-79] cité par [MUR-87]	22
Figure I-21 · Facteurs d'influence nour deux fissures latérales dans une plaque semi-infinie sous chargement de	
traction uniforme [ISI-79] cité par [MUR-87]	23
Figure I-22 · Représentation schématique de plusieurs fissures parallèles de même longueur et équidistantes dans une	. 25
nlaque semi-infinie soumise à une traction uniforme [ISI-79] cité nar [MI]R-87]	24
Figure I-23 · Facteurs d'influence nour plusieurs fissures latérales de même longueur et équidistantes dans une	. 2 1
nlaque semi-infinie sous chargement de traction uniforme [ISI-79] cité nar [MUR-87]	24
Figure L-24 · Représentation schématique de deux fissures colinéaires de même longueur dans une plaque infinie	. 27
soumise à une traction uniforme [FRD-62] cité nar [MUR-87]	25
Figure L-25 : Facteurs d'influence nour deux fissures colinéaires de même longueur dans une plaque infinie soumise à	. 20
une contrainte de traction uniforme [FRD-62] cité nar [MUR-97]	25
Figure L-26 : Représentation schématique d'une matrice doublement périodique de fissures de même longueur dans	. 20
une plaque infinie soumise à une traction uniforme [ISI-81] cité par [MUR-87]	26
Figure I-27 · Evolution du facteur d'influence pour une matrice de fissures doublement périodique dans une plaque	. 20
infinie soumise à une traction uniforme en fonction des périodes c et d [ISI-81] cité par [MIR-87]	26
Figure L-28 : Évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de la variation du facteur d'intensité de	. 20
contrainte [FRA-93]	27
Figure L20 : Simulation de la runture par propagation et coalescence pour des essais à $A_{\rm S}$, = + 1% et T = 650°C	. 27
Figure 1-29 : Simulation de la rupture par propagation et coalescence pour des essais à $\Delta c_{t eq} = \pm 1/6$ et $T = 0.50$ C, [APG-96]	20
Figure L 30 · Classification des différents types de fatigue oligocyclique selon Spera [SPE-76]	30
Figure 1-30 : Classification des différences types de l'angue ongoégénque selon opera [51 L-70]	30
Figure 1-31 : Exemple de geometrie d'épiouveile pour essai de l'augue incrimoniceanique [ITAD-00]	21
Figure 1-52. Demintion des cycles de taugue dietmoniceanique en-phase et en opposition de phase	22
Figure 1-35 : Ocometrie d'un disque de type « Orenny » [3511-50]	. 32
rigure 1-54. Epiouvelle de langue sous contraintes meriniques de type com (a) et dispositif de langue merinique (b)	22
[KUS-90]	. 32
Figure 1-55 : Zohe centrale de l'epiouvene de l'angue merinique unisse par Marsin [MAR-61]	22
Figure 1-50. Schenna de principe du dispositir de latigue inclinique invirtex FOL	. 33
Figure 1-37 . Ocometrie de la maquetre COUFAST [IVIAS-90]	. 34 21
Figure 1-30. Schema de principe de l'essai SUFERSOIVILLE	. 54
Figure I-57. Schema de principe du dispositif de laugue mennique FAENA [MOU-00]	. 33
Figure II-1. Course schemanque de polarisation de la bouele :: des elliesses terreires Es Cr. Ni [LAC 00]	. 30
Figure II-2. Influence du nickel sui rextension de la doucle γ des afflages temaires Fe-CF-NI [LAC-90]	. 39
rigure 11-5. Diagrammes de phase en Ur et Ni equivalents, pour les materiaux de base (a) et pour les soudures (b) :	20
prevision de la su delle des aciers inoxydables	. 39
Figure II-4. Constitution des acteis moxyuables austeiniques de type 16-9 à l'équilibre [BAK-9/]	. 40 10
Figure II-9. Courbe a ecrouissage a un acrei AT CINI 16-10 [LAC-90]	. 42

Figure II-6 : Microstructure de l'acier 304 L	44
Figure II-7 : Évolution du taux de ferrite dans les 15 mm centraux de l'épaisseur (30 mm) de la tôle (acier 304 L)	44
Figure II-8 : Distributions expérimentale et théorique des tailles de grain d'austénite dans un plan (LS) $-c = 1,79 > 1$	
1,36 : distribution non assimilable à une loi log-normale	46
Figure II-9 : Distributions expérimentale et théorique des tailles de grain d'austénite dans un plan (LT) -	
c = 1 < 1,36 : distribution assimilable à une loi log-normale	46
Figure II-10 : Distributions expérimentale et théorique des tailles de grain d'austénite dans un plan $(SL) - c = 1,21 < -1$	
1,36 : distribution assimilable à une loi log-normale	46
Figure II-11 : Distributions expérimentales et théoriques des dimensions de grain d'austénite sur les plans sens	
ravers court / sens travers long, suivant le sens travers long et suivant le sens travers court	47
Figure II-12 : Spectres d'émission X de l'austénite (en vert et bleu) et de la ferrite (en rouge) - acier 304 L	47
Figure II-13 : Image MEB en électrons rétrodiffusés et cartographies X des raies Kα de Ni et Cr	48
Figure II-14 : Spectre d'émission X d'une inclusion d'oxyde d'aluminium (acier 304 L)	48
Figure II-15 : Géométrie des éprouvettes de traction monotone	49
Figure II-16 : Débuts des courbes conventionnelles de traction sur acier 304 L, à 20°C et à 320°C	49
Figure II-17 : Géométrie des éprouvettes de résilience Charpy U	50
Figure II-18 : Géométrie des éprouvettes de fatigue oligocyclique	51
Figure II-19 : Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles, pour les essais à 320°C	52
Figure II-20 : Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles, pour les essais à 165°C	53
Figure II-21 : Courbes d'écrouissages monotone et cyclique à 165°C	54
Figure II-22 : Courbes de consolidation monotone et cyclique à 320°C	55
Figure II-23 : Modélisation de la résistance à la fatigue par les relations de Manson-Coffin et de Basquin	56
Figure II-24 : Evolution de la variable d'écrouissage isotrope R en fonction de la déformation plastique cumulée,	
comparaison points expérimentaux / modèle	58
Figure II-25 : Demi-cycle d'hystérésis de chargement : comparaison expérience / modèle	59
Figure II-26: Géométrie des éprouvettes CT 25 utilisées.	59
Figure II-27 : Lois de Paris établies sur éprouvettes CT à l'ambiante et à 320°C	61
Figure II-28 : Faciès de rupture d'éprouvettes CT : (a) essai à 320°C (b) essai à l'ambiante (c) représentation	(1
schématique	61
Figure III-1: Evolution des températures en fonction du temps : en surface, et à 2, 3 et 7,5 mm sous la surface	66
Figure III-2 : Géométrie d'une éprouvette SPLASH témoin et tableau d'implantation des thermocouples	67
Figure III-3 : Geometrie d'une eprouvette SPLASH d'essai et tableau d'implantation des thermocouples	6/
Figure III-4 : Eprouvette 304 L-28.g, $I_{max} = 320^{\circ}$ C, $\Delta I = 150^{\circ}$ C, intensification du glissement plastique au cours du	70
cyclage et apparition de nodules d'oxydes.	/0
Figure III-5 : Eprouvette 304 L-32.d, $I_{max} = 320^{\circ}$ C, $\Delta I = 150^{\circ}$ C, glissement double, intensification du glissement au	70
cours du cyclage et traversee de macles	/0
Figure III-6 : Eprouvette 304 L-28.g, $T_{max} = 320^{\circ}$ C, $\Delta T = 150^{\circ}$ C, evolution d'une retassure au cours du cyclage et	71
leveloppement de la couche d'oxydes	/1
Figure III-7 : Nombre de cycles à l'amorçage en fonction du ΔT pour l'ensemble des essais SPLASH sur aciers 316	72
L(N) et 304 L	73
Figure III-8: Schematisation du mecanisme de formation d'intrusions et d'extrusions au sein d'une bande de	70
[1] seement [LUK-96]	13
Figure III-9 : Amorçages de fissures sur des lignes de glissement en surface du reseau 304 L-32.d a 500 000 cycles	- 4
$T_{max} = 320^{\circ}C, \Delta T = 150^{\circ}C)$, apres desoxydation chimique (images MEB en ES)	74
Figure III-10 : Amorçages triples sur defauts	/4
Figure III-11 : Influence des lignes de glissement sur le trajet de fissure, exemple 1, reseau 304 L-32.d, 500 000	7-
$E_{\text{res}} = 11 + 12 + 12 + 12 + 12 + 12 + 12 + 12$	15
Figure III-12 : Influence des lignes de glissement sur le trajet de fissures, exemple 2, reseau 304 L-32.d, 500 000	70
$E_{\text{res}} = 11 + 12 \text{ in } 6 \text{ for any } 1 $	/6
Figure III-13 : influence des lignes de glissement sur les trajets de fissures, exemple 3, reseau 304 L-31.d, 300 000	70
	/6
Figure III-14 : Effet de la presence de ferrite residuelle sur la propagation des fissures, surface du reseau 304 L-23.g,	
$\Delta I = 200^{\circ}$ C, 150 000 cycles	/6
Figure III-15: Effet de la presence de ferrite residuelle sur la propagation des fissures, réseau 304 L-27.g, en	
protondeur, $\Delta T = 150^{\circ}$ C, 300 000 cycles.	77
Figure III-16 : Coalescence de fissures en surface, réseau 304 L-27.g, $\Delta T = 150^{\circ}C$	77
Figure III-1/: Représentation schématique des orientations en surface des fissures de deux réseaux, dans des	0.1
conditions de sollicitation thermique différentes	81
Figure III-18 : Rosace d'orientation des fissures en surface du réseau 304 L–28.g, à 150 000 et à 300 000 cycles,	<u>.</u>
sollicité à $T_{max} = 320^{\circ}C$ et $\Delta T = 150^{\circ}C$.	85
Figure III-19 : Rosaces d'orientation des fissures en surface pour des réseaux obtenus à 300 000 cycles sous	_
$\Delta T = 150^{\circ}$ C - Comparaison entre les aciers 316 L(N) et 304 L	86
Figure III-20 : Evolution de la longueur totale de fissures en surface au cours du cyclage	86

Figure III-21 : Définition de la surface de réseau par l'aire du plus petit polygone convexe circonscrit, réseau 304 L-	
31.g en surface, à 300 000 cycles	87
Figure III-22 : Évolution de la surface des réseaux au cours du cyclage	87
Figure III-23 : Schéma de principe de la définition des densités de fissure sur la surface faïencée totale et sur la	
surface de référence	88
Figure III-24 : Evolution de la densité de fissure sur la surface faïencée totale	89
Figure III-25 : Evolution de la densité sur la surface de référence en fonction du nombre de cycles, réseaux 304 L-	00
32.g et .d	89
Figure III-26 : Evolution de la distance inter-fissures en surface	90
Figure III-27 : Evolution du nombre de points triples en surface	92
Figure III-28 . Definition des points imples de coalescence et des points imples de croissance	92
Figure III-29 : Variation de la surface de fissuration avec la profondeur	. 95
Figure III-31 : Variation de la distance inter-fissures avec la profondeur	94
Figure III-37 : Variation de la distance inter-fissures avec la profondeur	95
Figure III-33 · Variation du nombre de points triples avec la profondeur sur les réseaux 304 L-23 g et 304 L-27 g	95
Figure III-34 · Evolution des profondeurs maximales des réseaux en fonction du nombre de cycles	96
Figure III-35 : Schéma illustrant d'un gonflement latéral potentiel du réseau après 500 000 cvcles	97
Figure III-36 : Nodules d'oxydes sur le faciès de rupture, réseau 304 L-32.g.	98
Figure III-37 : Même plage d'un faciès de rupture avant (a) et après (b) désoxydation chimique, réseau 304 L-28.g	98
Figure III-38 : Émergence de glissement double sur faciès de rupture, réseau 304 L-32.g.	99
Figure III-39 : Émergence de glissement double sur faciès de rupture, réseau 304 L-32.g	99
Figure III-40 : Macle visible sur faciès de rupture, réseau 304 L-32.g	99
Figure III-41 : Vue générale du faciès de rupture : aspect cristallographique « fragile », réseau 304 L-32.g	99
Figure III-42 : Probables stries de fatigue, réseau 304 L-31.g	100
Figure III-43 : Probables stries de fatigue associées à du glissement, réseau 304 L-28.g	100
Figure III-44 : Faciès de rupture en fatigue thermique sur acier de type 316 L(N), réseau 316 L(N)-27.g	100
Figure III-45 : Faciès de fissuration par fatigue au stade I sur un alliage base nickel [ENG-81]	101
Figure III-46 : Faciès de rupture par fatigue (stade II) sur un alliage base Ni pour aube de turbine [ENG-81]	101
Figure III-47 : Faciès de rupture par fatigue corrosion dans un acier inoxydable austénitique Cr-Ni 17-15 [ENG-81]	101
Figure III-48 : Facies de propagation par fatigue en mode mixte (traction et cisaillement) [NAL-02]	101
Figure III-49 : Courbe de dimensionnement à la fatigue isotherme pour les aciers inoxydables et les alliages au	
nickel pour une temperature inferieure a 427 °C : amplitude de contrainte S_a en fonction du nombre de cycles a	102
Figure III 50 : Comparaison des données obtenues en fatique alignovalique à la courbe de dimensionnement à la	102
fatigue du code RCC. M	103
Figure III-51 : Comparaison des données obtenues en fatigue thermique à la courbe de dimensionnement à la fatigue	105
Figure III-57 : Comparaison des données obtenues en fatigue thermique et en fatigue oligocyclique à la courbe de	105
dimensionnement en fatigue	105
Figure III-53 : Maillage du quart de l'éprouvette SPLASH en deux dimensions, et position du maillage dans	100
l'éprouvette	106
Figure III-54 : Représentation schématique de l'application du flux sortant sur la zone de trempe au cours du cyclage.	107
Figure III-55 : Evolution des températures obtenues en fin de trempe en profondeur le long de l'axe Ox, $\Delta T = 150^{\circ}$ C,	
$T_{max} = 320^{\circ}C$: comparaison des résultats de calcul aux relevés des thermocouples en surface, à 2, 3 et 7,5 mm de	
profondeur	108
Figure III-56 : Evolution de la variation de contrainte $\Delta \sigma_{vv}$ en fonction de la profondeur sur la ligne médiane de	
l'éprouvette SPLASH jusqu'à mi-épaisseur	109
Figure III-57 : Evolution de la contrainte σ_{yy} à T_{min} et à T_{max} et de la variation de contrainte $\Delta \sigma_{yy}$ au cours d'un cycle,	
en fonction de la profondeur	110
Figure III-58 : Evolutions des variations des contraintes principales $\Delta \sigma_{xx}$, $\Delta \sigma_{yy}$ et $\Delta \sigma_{zz}$ en fonction de la profondeur	110
Figure III-59 : Comparaison des variations de $\Delta \sigma_{yy}$ avec la profondeur obtenue par les deux méthodes	111
Figure IV-1 : Représentation schématique de l'essai de flexion 4 points	114
Figure IV-2 : Montage de flexion 4 points	115
Figure IV-3 : Représentation schématique du prélèvement des éprouvettes de flexion dans les éprouvettes SPLASH	115
Figure IV-4 : Géométrie des éprouvettes de fissuration par fatigue en flexion 4 points	116
Figure $1V-5$: Schema d'implantation des prises de mesure de DDP sur les éprouvettes de flexion 4 points	116
Figure IV-6 : Facies de rupture de deux eprouvettes de flexion à réseau	119
Figure $1 v - i$: Evolution des longueurs de fissure au cours du cyclage, eprouvettes mono entaillees, $B = 10$ mm, essais de qualification	120
ue qualification	120
rigure i v-o. Evolution des longueurs des instités issues des londs à entaille mesuree par les observations camera et	120
par la memore des neur points, eprouvenes mono-entanices 304 L - D-30 à -32 Figure IV-9 · Evolution des longueurs des fissures uniques issues des fonds d'entaille mesurée par la ddp (formule de	120
Iohnson) et la méthode des 9 points : éprouvettes mono-entaillées 304 L = R-50 à -52	121
sensory et a menore des y points, epicareates mono enamedes so i E B so a 52	

Figure IV-10 : Évolution de la longueur de fissures donnée par la caméra en fonction du nombre de cycles, sur les	5
éprouvettes mono-entaillées	121
Figure IV-11 : Comparaison de la propagation de la fissure principale du réseau 304 L-28.g avec la propagation de la	100
fissure issue de l'entaille de l'eprouvette $304 \text{ L} - \text{B}-42$ (epaisseur B = 10 mm)	122
Figure IV-12: Comparaison de la propagation des fissures a à d du réseau 304 L-27.g ($\Delta P = 21,6$ kN) avec la	i
propagation de la fissure issue de l'éntaille de l'éprouvette $304 \text{ L} - \text{B}-42 (\Delta P = 18 \text{ kN}; \text{B} = 10 \text{ mm})$	123
Figure IV-13 : Comparaison de la propagation des fissures a à e du réseau 304 L-23.d ($\Delta P = 21,6 \text{ kN}$) avec la	L
propagation de la fissure issue de l'entaille de l'éprouvette $304 \text{ L} - \text{B}-42 (\Delta P = 18 \text{ kN}; \text{B} = 10 \text{ mm})$	123
Figure IV-14 : Représentation schématique du réseau et des faces latérales de l'éprouvette	124
Figure IV-15 : Essai 304 L-31.g, propagation des fissures sur la face latérale avant en fonction du nombre de cycles	127
Figure IV-16 : Essai 304 L-31.g, propagation des fissures sur la face latérale avant en fonction du nombre de cycles ;	105
détail de la sélection de la fissure dominante	127
Figure IV-17 : Trajets de propagation hypothétiques des fissures a et f du réseau 304 L-31 g - trajet possible continu	100
en bleu, trajet possible avec rupture de pont de matiere en rouge	128
Figure IV-18 : Comparaison entre le reseau 304 L-31.g, fissure dominante à 1,5 mm de profondeur, et la fissure de	120
l'eprouvette mono-entaillee 304 L-61	129
Figure IV-19 : Comparaison entre le reseau 304 L-31.g, au moins une fissure du reseau à 1,5 mm de profondeur, et la	120
tissure de l'eprouvette mono-entaillee 304 L-61	130
Figure IV-20 : Essai 304 L-32.g, propagation des fissures sur la face laterale avant en fonction du nombre de cycles	132
Figure 1V-21: Essai 304 L-32.g, propagation des fissures sur la face laterale avant en fonction du nombre de cycles;	122
detail de la selection de la fissure dominante	133
Figure IV-22. Trajets potentiels de traversee de fissures sur le reseau 304 L-32.g.	134
Figure 1V-25 : Comparaison reseau 504 L-52.g, au moins une fissure du reseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de	; 124
reprouvelle mono-entaillee 304 L-61	134
Figure 1V-24 : Comparaison reseau 304 L-55.g, au moins une fissure du reseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de	;
Figure IV 25 : Troist a c'notontial autoréagou 204 L 24 c	120
Figure IV-25. Trajet c-c potentiel sur reseau 504 L-54.g	130
rigure 1V-20. Comparaison de la propagation du reseau 304 L-34.g, à la propagation de l'eprouveite mono-entamée	138
Figure IV-27 · Essai 304 L-35 α propagation des quatre fissures présentes sur la face latérale avant en fonction du	150
nombre de queles $\Delta \mathbf{P} = 11.7 \text{ kN}$	140
	1411
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 I -35 g, au moins une fissure du réseau à 1.5 mm de profondeur, et fissure de	
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61	141
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-29 : Pronagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31 g à 304 L-34 g	141
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61.	141
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31 g à 304 L-35 g	141 142
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61.	141 142
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de	141 142 142
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61	141 142 142 143
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai	141 142 142 143 144
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée	141 142 142 143 144 144
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux	141 142 142 143 144 144 145
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles)	141 142 142 143 144 144 145 146
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles) Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées	141 142 142 143 144 144 145 146 147
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-32 : Comparaison des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles) Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec	141 142 142 143 144 144 145 146 147
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles) Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvettemono-entaillée 304 L-61	141 142 142 143 144 144 145 146 147 147
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles) Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvettemono-entaillée 304 L-61	141 142 142 143 144 144 145 146 147 148
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-32 : Comparaison des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61 Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles) Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvettemono-entaillée 304 L-61 Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g	141 142 142 143 144 144 145 146 147 147 148 149
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles). Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvettemono-entaillée 304 L-61. Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g Figure IV-39 : Stries de fatigue observées sur l'éprouvette 304 L-31.g sollicitée en flexion	141 142 142 143 144 144 145 146 147 147 148 149 149
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée. Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles). Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées. Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvettemono-entaillée 304 L-61. Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g. Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g. Figure IV-39 : Stries de fatigue observées sur l'éprouvette 304 L-31.g sollicitée en flexion. Figure IV-40 : Forme des fronts de fissures après essai de flexion sur éprouvette mono-entaillée et sur réseau Figure IV-41 : Organigramme du calcul de la propagation de(s) fissure(s) sous chargement de flexion 4 points.	141 142 142 142 143 144 144 145 146 147 148 149 149 150
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai. Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée. Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux. Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles). Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées. Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvettemono-entaillée 304 L-61. Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g. Figure IV-39 : Stries de fatigue observées sur l'éprouvette 304 L-31.g sollicitée en flexion Figure IV-40 : Forme des fronts de fissures après essai de flexion sur éprouvette mono-entaillée et sur réseau Figure IV-41 : Organigramme du calcul de la propagation de(s) fissure(s) sous chargement de flexion 4 points. Figure IV-42 : maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points et détails pour une fissure initiale de longueur 1,5	141 142 142 143 144 144 145 146 147 ; 147 148 149 149 150
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux. Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles) Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvettemono-entaillée 304 L-61. Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g Figure IV-39 : Stries de fatigue observées sur l'éprouvette 304 L-31.g sollicitée en flexion Figure IV-40 : Forme des fronts de fissures après essai de flexion sur éprouvette mono-entaillée et sur réseau. Figure IV-41 : Organigramme du calcul de la propagation de(s) fissure(s) sous chargement de flexion 4 points Figure IV-42 : maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points et détails pour une fiss	141 142 142 143 144 144 145 146 147 148 149 149 150
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation de de ux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux. Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles) Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvettemono-entaillée 304 L-61. Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g. Figure IV-39 : Stries de fatigue observées sur l'éprouvette 304 L-31.g sollicitée en flexion Figure IV-40 : Forme des fronts de fissures après essai de flexion sur éprouvette mono-entaillée et sur réseau Figure IV-41 : Organigramme du calcul de la propagation de(s) fissure(s) sous chargement de flexion 4 points Figure IV-42 : maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points, détail gour une fissure initiale de longueur 1,5 mm Figure IV-43 : Maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points, détail d'une fissure de 8 mm	141 142 142 143 144 145 144 144 145 146 147 148 149 149 150 151
 Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée	141 142 142 142 143 144 145 144 145 146 147 148 149 149 150 151 151 151
 Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée	141 142 142 143 144 145 144 145 146 147 147 148 149 150 151 151
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation de s deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai. Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée. Figure IV-33 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux. Figure IV-33 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles). Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées. Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvettemono-entaillée 304 L-61. Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g. Figure IV-39 : Stries de fatigue observées sur l'éprouvette 304 L-31.g sollicitée en flexion. Figure IV-40 : Forme des fionts de fissures après essai de flexion sur éprouvette mono-entaillée et sur réseau Figure IV-42 : maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points et détails pour une fissure initiale de longueur 1,5 mm. Figure IV-43 : Maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points, détail d'une fissure de 8 mm. Figure IV-44 : Comparaison simulation / expérience sur l'éprouvette mono-entaillée 304 L – B-50. Figure IV-45 : Comparaison simulation d'une éprouvette à deux e	141 142 142 142 143 144 144 145 146 147 148 149 150 151 152 153
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation de seux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée. Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux. Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles). Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées. Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvettemono-entaillée 304 L-61. Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g Figure IV-39 : Stries de fatigue observées sur l'éprouvette 304 L-31.g sollicitée en flexion. Figure IV-40 : Forme des fronts de fissures après essai de flexion sur éprouvette mono-entaillée et sur réseau Figure IV-42 : maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points et détails pour une fissure initiale de longueur 1,5 mm. Figure IV-43 : Comparaison simulation / expérience sur l'éprouvette mono-entaillée 304 L - B-50. Figure IV-44 : Comparaison simulation d'une éprouvette à deux entailles / expérience sur l'éprouvette mono- entaillée 304 L-61. Figure IV-45 : Prop	141 142 142 143 144 144 145 146 147 148 149 149 150 151 151 152
 Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée. Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux. Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles). Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées. Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-61. Figure IV-39 : Stries de fatigue observées sur l'éprouvette 304 L-31.g sollicitée en flexion. Figure IV-40 : Forme des fronts de fissures après essai de flexion sur éprouvette mono-entaillée tour réseau Figure IV-42 : maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points et détails pour une fissure initiale de longueur 1,5 mm. Figure IV-43 : Maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points, détail d'une fissure de 8 mm. Figure IV-44 : Comparaison simulation d'une éprouvette à deux entailles / expérience sur l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-45 : Comparaison simulation d'une éprouvette à de	141 142 142 143 144 144 144 145 146 147 148 149 150 151 151 152 153
 Kinder Gerstein and Stratter (1998) Kinder (1998)<	141 142 142 143 144 144 145 146 147 148 149 150 151 151 152 153
 Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée. Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux. Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles). Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvettemono-entaillée 304 L-61. Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g. Figure IV-40 : Forme des fronts de fissures après essai de flexion sur éprouvette mono-entaillée et sur réseau Figure IV-41 : Organigramme du calcul de la propagation de (s) fissure(s) sous chargement de flexion 4 points. Figure IV-42 : maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points ; détail d'une fissure de 8 mm. Figure IV-44 : Comparaison simulation / expérience sur l'éprouvette mono-entaillée 304 L – 1. Figure IV-45 : Comparaison simulation d'une éprouvette à deux entailles / expérience sur l'éprouvette mono-entaillée 304 L – 1. Figure IV-44 : Compar	141 142 142 143 144 144 145 146 147 148 149 149 150 151 151 152 153
Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-31 : Propagation de deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée. Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux. Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles). Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multi-entaillées. Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvettemono-entaillée 304 L-61. Figure IV-39 : Stries de fatigue observées sur l'éprouvette 304 L-31.g sollicitée en flexion Figure IV-40 : Forme des fronts de fissures après essai de flexion sur éprouvette mono-entaillée et sur réseau Figure IV-41 : Organigramme du calcul de la propagation de(s) fissure(s) sous chargement de flexion 4 points Figure IV-42 : maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points et détails pour une fissure initiale de longueur 1,5 mm. Figure IV-43 : Maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points et détails pour une fissure sur l'éprouvette mono- entaillée 304 L-61. Figure IV-45 : Comparaison simulation / expérience sur l'éprouvette mono-entaillée 304 L -61. Figure IV-45 : Comparai	141 142 142 143 144 145 144 145 146 147 148 149 149 150 151 151 152 153 154

Figure IV-49 : Simulation de la propagation de 9 fissures identiques en flexion 4 points, détail du comportement des	
fissures centrales	155
Figure IV-50 : Evolution de la longueur des 9 fissures en fonction du nombre de cycles	155
Figure IV-51 : Maillage de l'éprouvette de flexion à réseau de fissures bandes parallèles de caractéristiques	
analogues à celles du réseau 304 L-32.g.	156
Figure IV-52 : Simulation de la propagation du réseau de fissures bandes avec paramètres du réseau 304 L-35.g ;	
comparaison avec les propagations observées expérimentalement	157
Figure IV-53 : Simulation de la propagation du réseau de fissures bandes avec paramètres du réseau 304 L-32.g ;	
comparaison avec les propagations observées expérimentalement	157

LISTE DES TABLEAUX

Tableau I-1 : Lois de germination, de propagation et de coalescence utilisées pour la modélisation de la formation d	e
réseaux par coalescence [ARG-96]2	28
Tableau II-1 : Compositions en % massique des divers aciers inoxydables austénitiques étudiés4	3
Tableau II-2 : Spécifications de compositions en % massique données dans le code RCC-M [RCC-M-88]4	3
Tableau II-3 : Compositions des phases ferrite et austénite (principaux éléments seulement, % massique) de l'acier 304 L4	8
Tableau II-4 : Résultats des essais de traction monotone sur l'acier 304 L4	9
Tableau II-5 : Principales caractéristiques mécaniques, comparaisons entre valeurs expérimentales minimales e spécification du code 5	et 50
Tableau II-6 : Essais de résilience : énergies lues sur le cadran (éprouvettes non rompues)	60
Tableau II-7 : Résultats des essais de fatigue oligocyclique à 320°C5	52
Tableau II-8 : Résultats des essais de fatigue oligocyclique à 165°C	53
Tableau II-9 : Paramètres des lois d'écrouissage cyclique et monotone de l'acier 304 L, à 165 et 320°C (σ exprimé en MP	a
et ε en %)	5
Tableau II-10 : Paramètres des lois de résistance à la fatigue oligocyclique de l'acier 304 L, à 165 et 320°C (Δε exprimé en	n
%)5	57
Tableau II-11 : Résultats des essais de fissuration par fatigue sur éprouvette CT à l'ambiante : paramètres de la loi de Paris	\$60
Tableau II-12 : Résultats des essais de fissuration par fatigue sur éprouvette CT à 320°C : paramètres de la loi de Paris6	60
Tableau III-1 : Récapitulatif des conditions des essais de fatigue thermique SPLASH	68
Tableau III-2 : Nombres de cycles à l'amorçage en fatigue thermique 7	2
Tableau III-3 : Réseaux étudiés par analyse d'images et rappel des conditions d'obtention	\$2
Tableau III-4 : Profondeurs maximales atteintes sur différents réseaux – rappel des conditions d'obtention des réseaux9	16
Tableau III-5 : Contraintes élastiques fictives des essais de fatigue oligocyclique à 320°C10	13
Tableau III-6 : Contraintes élastiques fictives des essais de fatigue oligocyclique à 165 °C	13
Tableau III-7: Contraintes élastiques fictives des essais de fatigue thermique, acier 304 L	14
Tableau III-8 : Contraintes élastiques fictives des essais de fatigue thermique, acier 316 L(N) 10	14
Tableau IV-1 : Conditions d'essais en flexion 4 points en charge imposée et $R_p = 0,111$.8
Tableau IV-2 : Coefficients de la loi de Paris déterminées en fissuration par fatigue en flexion 4 points pour les matériau 304 L et 304 L - B	x 22
Tableau IV-3 : Récapitulation des retards obtenus sur les réseaux en flexion par rapport à la propagation d'une fissur	e
unique14	1

SOMMAIRE DETAILLE DU CHAPITRE I

SOMMAIRE DU CHAPITRE I.....10

I ELEMENTS BIBLIOGRAPHIQUES SUR LA FISSURATION MULTIPLE ET LA FATIGUE

I.1.1 MANIFESTATION DU PHENOMENE DANS LA VIE COURANTE I.1.1.a La peinture écaillée I.1.1.b La tasse à thé I.1.1.c L'argile séchée	11 11 12 12 12 12 12
I.1.1.a La peinture écaillée I.1.1.b La tasse à thé I.1.1.c L'argile séchée	11 12 12 12 12 12 12
I.1.1.b La tasse à thé I.1.1.c L'argile séchée	11 12 12 12 12
I.1.1.c L'argile séchée	12 12 12 13
	12 12 13
I.1.1.d Le soleil fossile	12
I.1.1.e L'argile séchée comme oeuvre d'art	13
I.1.1.f La technique du Raku	10
I.1.2 LA FISSURATION MULTIPLE ET LE FAÏENÇAGE : UN PROBLEME INDUSTRIEL	13
I.1.2.a La fissuration multiple par corrosion sous contrainte	13
I.1.2.b La fissuration des outils de formage à chaud, cylindres de laminoirs et moules de fonderie	14
I.1.2.c La fissuration multiple dans les disques de frein	14
I.1.2.d La fissuration multiple dans les centrales nucléaires	15
I.1.3 SIMULATION DE LA FISSURATION MULTIPLE	21
I.1.3.a Cas d'une fissure unique	22
I.1.3.b Cas de deux fissures parallèles de longueurs différentes : effet d'écran	22
I.1.3.c Cas de n fissures parallèles, de même longueur et équidistantes	23
I.1.3.d Cas de fissures colinéaires : accélération de la propagation	24
I.1.3.e Cas d'une matrice de fissures : interaction entre les effets d'écran et les effets d'accélération	25
I.1.3.f Relation entre facteur d'intensité de contrainte et propagation de fissure	27
I.1.3.g Formation d'un réseau de fissures par coalescence	27
I.2 LA FATIGUE THERMIQUE ET LES MOYENS D'ESSAIS	29
I.2.1 LE PHENOMENE DE FATIGUE THERMIQUE	29
I.2.2 LES MOYENS D'ESSAIS EN FATIGUE THERMOMECANIQUE	30
I.2.3 LES MOYENS D'ESSAIS EN FATIGUE SOUS CONTRAINTES THERMIQUES	31
I.2.3.a Essai de type Glenny	31
I.2.3.b Essai sur éprouvette « coin »	32
I.2.3.c Essais de type « choc thermique » (Marsh - SPLASH - INTHERPOL)	32
I.2.3.d Essai de type « stratification thermique » (COUFAST)	33
I.2.3.e Essais sur boucles	34

I Eléments bibliographiques sur la fissuration multiple et la fatigue thermique

La première partie de ce chapitre bibliographique sera centrée sur les réseaux de fissures. Nous parlerons des conditions qui conduisent à leur apparition, ainsi que des moyens utilisés pour étudier leur formation, leur comportement et prévoir leur propagation.

Les points suivants seront abordés tour à tour.

Des cas de faïençage illustreront de quelles façons ce type de fissuration se manifeste. Il sera ainsi montré que le faïençage est parfois recherché pour son intérêt artistique ou sa signification géologique. Dans la plupart des cas cependant, sa présence est synonyme d'endommagement, et ce dans des domaines variés (aciers à outils, cylindres de laminoirs, disques de frein ou fonds de tasses à café).

Nous nous attacherons ensuite à montrer que le faïençage ou réseau de fissures peut être distingué de la fissuration multiple parallèle, avant d'en venir au faïençage thermique, qui fait l'objet de cette étude.

Cette première partie de bibliographie sera suivie d'éléments concernant la fatigue thermique de façon générale, puis d'une réflexion sur l'étude du phénomène, sa modélisation et l'évaluation du risque qu'il représente.

I.1 Réseaux de fissures et fissuration multiple

Dans la suite, nous appellerons *réseaux de fissures* ou *faïençage* tout ensemble de fissures au minimum bidirectionnelles dans le plan d'observation (donc en deux dimensions), formant des cellules plus ou moins fermées (Figure I-1-a).

Par *fissuration multiple*, nous entendons un ensemble de fissures, globalement parallèles les unes aux autres, et ne formant pas de cellules, (Figure I-1-b).



a) réseau de fissures ou faïençage b) fissuration multiple Figure I-1 : Représentation schématique du faïençage et de la fissuration multiple

I.1.1 Manifestation du phénomène dans la vie courante

Les fissures, qu'il s'agisse d'un mur lézardé ou d'une assiette fendue, font partie de notre vie de tous les jours. La fissuration multiple et le faïençage se rencontrent aussi fréquemment, et différents phénomènes sont à l'origine de leur apparition. Nous allons, dans ce paragraphe, examiner quelques occurrences, recherchées ou non, de ce phénomène.

I.1.1.a La peinture écaillée

L'écaillage de la peinture se produit lorsque l'adhérence entre la peinture et le support qu'elle recouvre est mauvaise. Le phénomène n'est pas lié à la fatigue thermique. La peinture, en séchant, se rétracte, et si la cohésion avec le support n'est pas assurée, elle se désolidarise du support, en certains endroits. Des infiltrations d'eau peuvent aggraver le phénomène. Des cellules se forment alors, et la peinture s'écaille, c'est à dire que des morceaux de peinture se détachent. Ce phénomène peut se produire lorsque deux couches de peinture, l'une à séchage rapide, l'autre à séchage lent, sont superposées, ou lorsqu'une nouvelle couche est appliquée sur la couche précédente insuffisamment sèche [DIC-sd].

I.1.1.b La tasse à thé

Tous ceux qui aiment les boissons chaudes et qui ont leur tasse préférée qu'ils conservent longtemps connaissent le phénomène de faïençage thermique : après quelques mois ou années d'utilisation (cette période variant suivant la qualité de la céramique constituant la tasse, la température de la boisson chaude habituelle et le nombre de pauses-café par jour), le fond de la tasse s'orne de fissures, au grand désespoir de son propriétaire. Ce phénomène peut être considéré comme un cas de fatigue thermique pure : la tasse, froide, subit un choc chaud lorsqu'on verse le liquide, puis se refroidit progressivement, et le phénomène se reproduit à intervalles plus ou moins réguliers. En général, si la tasse est de bonne qualité, son fond est suffisamment épais pour que la profondeur des fissures ainsi créées ne mette pas en péril l'intégralité de la « structure ».

Un autre phénomène peut apparaître si la tasse est de mauvaise qualité (il se peut que la céramique ait été mal préparée) : une différence de coefficient de dilatation entre la poterie et le vernis provoquera des craquelures : il s'agit du phénomène de « glaze crazing » se manifestant avec retard [HAN-96].

I.1.1.c L'argile séchée

En anglais, le terme *faïençage* est souvent traduit par *dried mudflats patterns*, ce qui se traduit par *réseau d'argile séchée*. Les terres, argileuses essentiellement, peuvent en effet parfois présenter lorsqu'elles sèchent des fissures semblables à celles obtenues en fatigue thermique. Ces fissures, qui pourraient de prime abord faire penser à un phénomène de fatigue thermique (après tout, pour que les argiles sèchent, il faut que la température s'élève) proviennent en fait du phénomène de retrait par assèchement. Les argiles sont des roches composées principalement de silicates en feuillets (ou phyllosilicates) plus ou moins hydratés [BEA-sd]. Les argiles contenant une quantité d'eau substantielle forment d'abord lorsqu'elles se dessèchent (par évaporation de l'eau non liée) un ensemble eau-argile plastique, puis se rétractent. Apparaissent alors des fentes de retrait, assimilables à des fissures de faïençage. Ce phénomène est observable sur la plupart des terrains argileux (Figure I-2).



Figure I-2 : Photographie de lac asséché par G. Peteri [PET-01]

I.1.1.d Le soleil fossile

La propension de l'argile à sécher avec retrait peut être utilisée aussi en recherche géologique. Bakker [BAK-86] décrit ainsi ce phénomène, dans sa recherche d'indices sur l'habitat des brontosaures : par exemple, la boue d'un lac exposée au soleil sèche et se contracte, en se craquelant sous la forme d'une mosaïque d'hexagones séparés par des fissures qui peuvent atteindre rapidement jusqu'à trente centimètres de profondeur si le climat est assez sec et chaud. Ces craquelures se « fossilisent » en quelque sorte à l'inondation suivante, quand une couche de sable vient remplir les fissures et y sédimente, ce sable n'étant la plupart du temps pas de même nature que la boue. Enfin, mise à nu par l'érosion, l'ancienne surface séchée montre ces traces de « soleil fossile », vieilles parfois de plusieurs millions d'années.

I.1.1.e L'argile séchée comme oeuvre d'art

Certains amateurs de *landart*, ou « art de la terre » au sens propre, utilisent de l'argile à fort retrait pour s'exprimer. Ainsi, le livre d'art de Goldsworthy, Le Temps, [GOL-01] présente presque exclusivement des oeuvres à base d'argile séchée (Figure I-3 et Figure I-4). Sur ces figures, la forme en S a été obtenue non pas avec deux argiles différentes, mais avec des épaisseurs d'argile différentes, et donc un temps de séchage différent. Les deux photographies ont été prises à des temps de séchage différents, en cours de formation du réseau de faïençage (Figure I-3) et après séchage complet (Figure I-4).

La fissuration n'est pas maîtrisée par l'artiste et contient une part non négligeable de hasard.



Figure I-3 : Mur d'argile au début du séchage[GOL-01]



Figure I-4 : Mur d'argile, séchage achevé [GOL-01]

I.1.1.f La technique du Raku

Le Raku est une vieille technique japonaise d'ornementation de poterie qui date du XVI^{ième} siècle. Dans une première étape, la poterie est réalisée à partir d'argile et de morceaux d'argile précuite (chamotte), puis séchée à l'air libre. Ce séchage ne permettant pas l'évaporation de toute l'eau contenue dans l'argile, une première cuisson, appelée biscuitage, est nécessaire. Durant cette opération, la montée en température est très lente pour éviter que l'argile ne se fissure. La poterie est ensuite recouverte, par trempage ou au pinceau, d'émail coloré ou non par des oxydes. La cuisson de l'émail permet d'atteindre son point de vitrification (entre 820 et 980°C). Une dernière étape d'enfumage, où l'on va sortir la poterie du four pour l'enfermer dans une boîte contenant de la sciure ou de la cendre, va produire, par refroidissement, les fissures caractéristiques du Raku. Tout l'intérêt de cette technique vient de l'unicité des pièces. Le craquelé est en effet toujours original, imparfait, et imprévisible a priori. Deux exemples de poteries en Raku sont présentés en Figure I-5 et Figure I-6.





Figure I-5 : Exemple de pièce en Raku (Afrique du sud)

Figure I-6 : Exemple de poterie traditionnelle en Raku (Ubaye)

I.1.2 La fissuration multiple et le faïençage : un problème industriel

Dans l'industrie, les phénomènes de fissuration multiple ou de faïençage sont en général associés à des problèmes de corrosion sous contrainte, ou à des phénomènes d'origine thermique, à savoir choc thermique, fatigue thermique ou stratification. Ces différents phénomènes vont être examinés tour à tour.

I.1.2.a La fissuration multiple par corrosion sous contrainte

La corrosion sous contrainte est l'action conjointe d'un milieu corrosif et de sollicitations mécaniques, en général modestes. Elle se manifeste par de la fissuration multiple, transgranulaire, intergranulaire ou mixte, d'un

matériau d'ordinaire ductile à ce niveau de sollicitations mécaniques. Les faciès de rupture sont très souvent fragiles, même pour des nuances très ductiles comme les aciers inoxydables austénitiques. Cette fissuration sur nuances dites « inoxydables » est due en fait à la rupture du film de passivation du matériau, et à sa reconstitution plus ou moins rapide. Cette fissuration multiple peut à terme conduire à la rupture des composants de structure, même en milieu peu agressif et sous sollicitations mécaniques faibles. Cette problématique est importante, tant pour l'industrie chimique que pour l'industrie nucléaire. Un exemple de fissuration multiple obtenue par un essai de traction lente sur acier inoxydable austénitique de type AISI 316 L en milieu corrosif est présenté Figure I-7.



Figure I-7 : Fissuration multiple obtenue en corrosion sous contrainte par un essai de traction lente sur acier AISI 316 L ($\dot{\mathcal{E}}$ entre 10⁻⁸ et 10⁻⁵s⁻¹) après 43 min en milieu corrosif (MgCl₂ 44%_m à 153°C) [RAQ-01].

Les fissures sont transgranulaires et parallèles, sans liaison avec les bandes de glissement, et perpendiculaires à l'axe de traction.

I.1.2.b La fissuration des outils de formage à chaud, cylindres de laminoirs et moules de fonderie

Les aciers à outils, cylindres de laminoirs et moules de fonderie sont différents outils de mise en forme de matériaux. En service, ils s'endommagent par formation de réseaux de faïençage. Dans le cas des aciers à outils [OUD-01], ils subissent un choc chaud lorsqu'ils sont en contact avec la pièce à former, suivi d'un refroidissement plus ou moins violent suivant le process (arrosage par eau ou par lubrifiant). Les cylindres de laminoirs subissent de même un choc chaud au passage de chaque brame et sont refroidis violemment par arrosage entre le passage de deux brames. Les moules de fonderie subissent de même un choc chaud chaque fois que le métal fondu est versé à l'intérieur. Chaque choc est suivi d'un refroidissement lent [BUR-87]. D'autres outils, comme les matrices, forges, coquilles de centrifugation par exemple, subissent des sollicitations similaires. Les outils de mise en forme à chaud sont donc le siège de phénomènes de fatigue thermique, qui causent, à plus ou moins long terme, un endommagement par fissuration.

I.1.2.c La fissuration multiple dans les disques de frein

Les disques de frein ont pour vocation de dissiper de l'énergie mécanique, sous forme de chaleur, ce qui échauffe les disques de frein. L'énergie cinétique d'un train ou d'une voiture est diminuée par frottement des patins sur le disque de frein et par échauffement de ces couples patin – disque. Il s'agit d'un cas de fatigue (puisque les freinages sont appelés à se reproduire) thermomécanique. Prenons l'exemple des disques de frein de TGV : lors de la maintenance préventive des bogies, les disques de TGV font l'objet d'une observation visuelle et d'un ressuage, afin de déceler un endommagement éventuel des disques. Cet endommagement se traduit par la présence de fissures macroscopiques, radiales, de plusieurs centimètres de long éventuellement. Ces fissures conduisent à mettre au rebut les disques incriminés, dont on craint l'éclatement en cas de freinage d'urgence par exemple, même si le cas ne s'est jusqu'alors fort heureusement jamais produit. Cependant, une étude plus approfondie ([DUF-01], [DUF-02]) a montré que de telles fissures macroscopiques radiales étaient loin d'être uniques : toute la surface de frottement du disque présente des traces d'endommagement de type faïençage thermique, avec des fissures circonférentielles peu profondes (quelques microns de profondeur) et des fissures radiales plus prononcées (de 30 à 50 microns environ). Certaines de ces fissures radiales semblent avoir pour origine la coalescence de plusieurs fissures radiales du réseau de faïençage.



Figure I-8 : Surface de friction d'un disque de frein après un polissage : apparition d'un réseau de fissures [DUF-01]

I.1.2.d La fissuration multiple dans les centrales nucléaires

Des cas de fissuration multiple ont été observés lors d'examens de contrôle de certains constituants de centrales nucléaires. Ces constituants n'ayant pas tous été soumis aux mêmes conditions de sollicitations, plusieurs phénomènes peuvent être à l'origine d'un tel endommagement. Nous commencerons par décrire plusieurs cas, afin d'introduire ces phénomènes, puis nous détaillerons le cas précis qui est à la base de notre étude, c'est à dire la fissuration traversante du circuit RRA de Civaux. Nous verrons que, dans la majorité des cas, ces apparitions de fissuration multiple ou de réseaux de faïençage sont liées à des phénomènes de fatigue thermique.

Réacteurs à Eau Pressurisée (REP)

Afin de pouvoir situer les différents circuits touchés par ces phénomènes de fatigue thermique, nous rappellerons d'abord brièvement le principe de fonctionnement d'une centrale nucléaire à eau pressurisée. La Figure I-9 présente un schéma de principe du fonctionnement d'un réacteur à eau pressurisée.



Figure I-9 : Schéma de principe du fonctionnement d'une centrale à eau pressurisée [ASN-sd]

Le combustible, constitué de pastilles cylindriques d'oxyde d'uranium enrichi (entre 3 et 5% d'uranium 235) ou mixte d'uranium et de plutonium (MOX), est empilé en crayons dans des gaines en acier inoxydable ou en zircaloy. Ces crayons sont placés au sein d'assemblages combustibles, et ces assemblages combustibles sont

placés dans la cuve. Le fluide caloporteur du circuit primaire, dans le cas présent de l'eau pressurisée à 155 bars, circule dans la cuve. Il extrait la chaleur produite par le combustible, et la dirige vers des générateurs de vapeur (GV). La vapeur issue des GVs alimente, par l'intermédiaire du circuit secondaire, les turbines qui produisent l'électricité. Le rendement global est de 33% pour ce type de centrale.

Les circuits auxiliaires ont des fonctions de régulation et de sauvegarde :

- le RCV, Réseau de Contrôle Volumétrique et chimique (teneur en acide borique notamment), régule la quantité d'eau présente dans le circuit primaire et sa qualité ;

- le RRA, circuit de Refroidissement du Réacteur à l'Arrêt, prend la relève des circuits secondaires lorsque les conditions de température et de pression ne permettent plus de faire fonctionner correctement les échangeurs de vapeur, dans les phases transitoires d'arrêt et de mise en route du réacteur par exemple (température et pression inférieures ou égales à 180°C et 30 bars respectivement) ;

- le RIS, circuit (Réseau) d'Injection de Secours, est un circuit de sauvegarde qui permet d'assurer le refroidissement du cœur en cas de rupture du confinement primaire (rupture d'un GV ou brèche dans le circuit primaire).

Fatigue thermique due à des fuites et fuites résultant de la fatigue thermique

En 1990, trois cas de fissuration de tuyauteries auxiliaires du circuit primaire principal ont été rapportés [KER-90] :

- en juin 1988, une fuite de 1300 l/h dans un coude de la ligne d'injection de sécurité (RIS) de Tihange 1, en Belgique, s'est produite après 100 000 heures de fonctionnement ;

- en décembre 1987, une fissure circonférentielle traversante sur une ligne d'injection de sécurité à Farley 2, aux Etats Unis, a conduit à une fuite de 150 l/h.

- en juin 1988, une fissure traversante sur une ligne de refroidissement à l'arrêt à Genkaï 1, au Japon, et une fuite de 50 l/h se sont produites.

Pour Tihange 1, réacteur de 900 MWe, le coude était en acier AISI 304 L, et la partie droite en acier AISI 304. La fuite s'est produite après 100 000 heures de fonctionnement. Les fissures se sont amorcées en surface interne du coude (Figure I-10 et Figure I-11). L'observation a montré que ces fissures n'étaient pas oxydées. Le défaut principal était entouré d'un réseau de fissures secondaires important, caractéristique d'un *faïençage thermique*. La distance interstries moyenne mesurable sur le faciès de rupture en fond de fissure était de 0,3 à 0,4 μ m. En peau interne les fissures étaient transgranulaires rectilignes, perpendiculaires les unes aux autres, de 0,9 mm de profondeur moyenne, avec une profondeur maximale de 5,4 mm. Les fissures se sont amorcées à partir d'hétérogénéités de surface, ou de joints de grains en surface. Cette fissuration a été attribuée à un écoulement d'eau froide vers le circuit primaire, provoqué par le manque d'étanchéité d'une vanne d'isolement, dont la position est indiquée Figure I-12.





Figure I-11 : Zones de fissuration mises en évidence par radiographie et ressuage en surface interne du coude et du tronçon droit pour Tihange 1 [KER-90]



Figure I-12 : Circuit d'injection de sécurité, cas de Tihange 1 et Farley 2 : emplacement des vannes d'isolement [KER-90]

Ce phénomène s'est produit dans une zone non isolable, et a constitué une brèche dans le circuit primaire (ce genre d'incident nécessite l'utilisation de circuits de secours de type RIS, cf. Figure I-9).

Pour Farley 2, la fissuration a eu lieu au niveau d'une soudure d'un même circuit RIS (Figure I-12). Coude et partie droite étaient cette fois-ci en acier AISI 304, et le métal d'apport en acier AISI 308. Il n'y eut pas, dans ce cas, de faïençage, mais *fissuration multiple*, sous la forme de deux fissures parallèles à la soudure. Elles étaient situées, l'une à l'interface partie droite / métal fondu, et l'autre, du côté coude, à quelques millimètres de la soudure, toutes deux s'étaient amorcées à partir de raies d'usinage. Les deux fissures étaient traversantes, la fissuration était transgranulaire, il n'y avait pas a priori d'élément chimique susceptible d'induire de la corrosion, et des stries étaient visibles sur le faciès de rupture. Il s'agissait, comme à Tihange, d'un phénomène de fatigue thermique, là aussi sur une portion de circuit non isolable.

Pour Genkaï 1, réacteur de 560 MWe, la fuite détectée sur le circuit RRA est apparue au niveau d'une soudure de raccordement coude / tuyauterie horizontale. Les deux éléments étaient en acier AISI 316. Cette foisci, une *seule fissure a été détectée*, la fissuration était transgranulaire et des stries étaient visibles sur le faciès de rupture. Cette fissuration a été attribuée à un phénomène de *stratification thermique* : des expansions et contractions thermiques périodiques de la vanne située sur la ligne faisaient varier le débit de fuite de la vanne, ce qui entraînait une variation du niveau d'eau primaire, chaude.

Cet article [KER-90] rend donc compte de trois cas de fissuration observés dans des réacteurs de type REP, dans des aciers inoxydables austénitiques. Dans les trois cas, des *fuites de vannes ou de robinets* sont à l'origine de ces endommagements par fatigue thermique. Ces sollicitations ont, dans les trois cas, conduit à des fissurations traversantes et à des *fuites de milieu primaire*.

Fissuration de conduites de centrales de type REP liée à la corrosion

Un autre exemple de fissuration multiple sur coude de la ligne RIS de Bugey 3 a été présenté par [CAM-85]. Une fuite a été détectée après 31600 heures de fonctionnement sur un coude (Figure I-13-a), dans un acier AISI 304. Deux fissures étaient présentes, une fissure traversante partant de la partie basse de la soudure coude-tuyauterie horizontale (Figure I-13-b), et une autre fissure voisine avec du faïençage bidirectionnel (Figure I-13-c et Figure I-13-d).



a) Position des soudures et des fissures



c) Zone de fissuration observée en peau interne à l'extrados du coude



b) Coupe métallographique montrant l'amorçage et la propagation de la fissure principale en pied de cordon côté peau interne du coude



d) Aspect micrographique du faïençage à l'intrados du coude

Figure I-13: Fissuration traversante sur le circuit RIS de Bugey 3 [CAM-85]

A la suite d'un examen fractographique, l'expertise a conclu que la fissuration s'était produite en deux temps : fissuration par corrosion sous contrainte pour les deux premiers millimètres sous la surface interne, et au delà, propagation par fatigue (présence de stries). La présence confirmée de chlore et de soufre surtout serait à l'origine d'un amorçage par *corrosion sous contrainte* ; une instabilité de température avec des gradients de 90 à 100°C pendant les transitoires serait à l'origine de *chocs thermiques*. Ce faïençage et cette fissuration multiple seraient donc dus à deux phénomènes complémentaires.

Réacteurs à Eau Bouillante (REB)

Un cas de fissuration traversante après 4000 heures de fonctionnement a été analysé par [HÄN-81] sur un réacteur à eau bouillante, dans un circuit de purification de l'eau, juste après un Té de mélange de fluides à des températures de 130°C d'un côté et 280°C de l'autre, comme présenté Figure I-14.



Figure I-14 : Té de mélange de réacteur à eau bouillante présentant des endommagements par fatigue thermique [HÄN-81]

L'acier était de type AISI 304. Trois fissures étaient traversantes, et beaucoup d'autres fissures, moins profondes, étaient présentes. La fissuration était de type faïençage, avec un réseau orthogonal (fissures circonférentielles et longitudinales). Dans ce cas-ci, les soudures ne présentaient pas de fissures. L'amorçage et la propagation étaient transgranulaires, les grandes fissures se formant par coalescence de plusieurs petites fissures colinéaires. Après ouverture, les faciès de rupture ont révélé une propagation transgranulaire plutôt fragile. Cependant, aucune impureté de type chlore ou fluor n'a été mise en évidence. La présence du réseau de faïençage a conduit à attribuer l'amorçage à la fatigue thermique, tandis que le faciès de rupture fragile (pseudo-clivage) a fait suspecter un rôle important de l'environnement dans la propagation. Il pourrait ainsi s'agir d'une propagation assistée par la corrosion, et ce, en dépit de l'absence d'éléments corrosifs détectables.

Réacteurs à Neutrons Rapides (RNR)

Ces réacteurs ont pour caractéristique de fonctionner avec du sodium liquide comme liquide caloporteur, à des températures plus élevées (Tmax > 550°C) que le fluide caloporteur dans les REP ou les REB¹ (Tmax = 320° C).

Schoup [SCH-88] a résumé les différents cas de fissuration multiple et de faïençage, observés depuis le début des années 60 jusqu'en 1984. Plusieurs de ces cas ont eu lieu sur des RNR. Au début des années 60 à Los Alamos, c'est un Té mélangeur de sodium en acier AISI 304 L qui s'est fissuré pour une variation de température ΔT de 150 à 200°C. En France, en 1972, du faïençage et une fissure traversante ont été détectés sur un Té mélangeur de sodium d'un circuit d'essai en AISI 316, pour une variation de température de 250°C environ. En 1980, en France, un réseau bidirectionnel de fissures a été détecté sur l'électro-aimant du système d'arrêt complémentaire de la centrale PHENIX. La variation de température évaluée était de 100°C, et le matériau du fer ARMCO. Enfin, en 1984, sur PHENIX également, une fissure traversante et des fissures secondaires ont été détectées sur un coude en aval d'un mélangeur sur le circuit auxiliaire sodium, pour un ΔT faible (50°C).

Toutes ces difficultés sur RNR ont conduit le CEA à la fin des années 80 et au début des années 90 à engager des études complémentaires de fatigue thermique sur l'acier AISI 316L(N), pour les conditions de fonctionnement du RNR.

L'incident de Civaux

L'incident de Civaux diffère peu des incidents observés les années précédentes sur des centrales de type REP. Cependant, cet incident s'est produit récemment (mai 1998), sur une nouvelle filière de réacteurs REP, le palier N4, le plus récemment mis en service en France. Il a eu un fort impact sur l'opinion publique, et les études de fatigue thermique s'en sont trouvées relancées.

¹ REB : Réacteur à Eau bouillante

Description de l'incident

Le réacteur de Civaux 1 était à l'arrêt depuis 5 jours lorsqu'une fuite d'eau a été détectée sur le circuit de Refroidissement du Réacteur à l'Arrêt (RRA). Le débit de vapeur était estimé à 30 m³ par heure. 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. Après investigation, la présence d'une fissure débouchante de 180 mm de long a été détectée dans le coude. Le matériau était un acier inoxydable austénitique de type AISI 304 L. Après expertise, il s'est avéré que cette fissure unique, située en pied de cordon d'une soudure non arasée, était accompagnée de deux réseaux de faïençage situés de part et d'autre de la soudure (Figure I-15). Des contrôles non destructifs effectués sur les deux autres réacteurs de même génération (N4) déjà en service à l'époque, Chooz B1 et B2, ont montré également la présence de fissures importantes au voisinage de ces soudures. Par la suite des fissurations ont été relevées sur les circuits RRA de tous les paliers REP. - Soudure longitudinale



1 et 2 : zones de faïençage

Figure I-15 : Dégradations typiques en surface interne de coude sur RRA mise en évidence par ressuage

Origine des fissures

Cette fissuration a été attribuée à un phénomène de fatigue thermique. La conception même du circuit RRA a été mise en cause. En effet, dans ces nouveaux paliers N4 qui permettent de monter la puissance à 1450 MWe, le circuit avait été modifié par rapport aux réacteurs précédents de 900 MWe et 1300 MWe, et cette modification d'une zone de mélange de fluides de différentes températures a vraisemblablement contribué à l'incident. Ce mélange de fluides est en particulier étudié par le CEA en termes de mécanique des fluides et de thermique. La Figure I-16 présente les résultats obtenus relatifs à la répartition des températures dans la canalisation. Cette répartition des températures évolue dans le temps car le mélange est turbulent.



Tiré de CEA / DRN / DTP / SMTH / LDTA

Figure I-16 : Répartition des températures dans le coude de Civaux, à un instant donné

La branche chaude avait, dans cette configuration, une température de 170°C, tandis que la branche froide n'était qu'à 25°C. Le coude, qui présentait une soudure longitudinale, était bien dans la zone de mélange. Cette représentation étant en fait un instantané du mélange, certaines des zones tièdes du coude à l'instant t sont en fait des zones chaudes à l'instant t + δt . Le coude est donc sollicité avec des variations de température de fluides importantes, et donc des variations de température des matériaux de 150°C maximum, qui sont à l'origine de l'amorçage en fatigue thermique.

Pour éviter la reproduction de la fissuration, la géométrie du circuit RRA a été modifiée, comme présenté en Figure I-17, ainsi que l'état de surface interne. De plus, les soudures ont été arasées.



Figure I-17 : Nouvelle conception du circuit RRA du palier N4 après l'incident de Civaux [DRI-sd]

Dans l'ancien circuit RRA (schéma de droite de la Figure I-17), le té de mélange était situé juste en amont du coude présentant une soudure longitudinale. La zone turbulente de mélange venait donc directement solliciter la zone de soudure. La succession de zones de fluide chaude et froide a donc sollicité thermiquement la soudure et ses abords, ce qui a conduit à un amorçage et à une propagation par fatigue thermique. Dans le circuit modifié (schéma de gauche de la Figure I-17), la position du piquage a été modifiée. Le Té de mélange est maintenant « loin » du coude et en aval de celui-ci. Le mélange de fluides ne sollicite donc plus que des portions droites de tuyauterie, sans soudure. La nouvelle conception est donc optimisée puisqu'elle supprime de facto les facteurs concentrateurs que représentaient le coude et la soudure.

Conséquence

Après l'analyse de cet incident, il a été procédé au remplacement des circuits RRA des trois centrales REP du palier N4 déjà en service, c'est à dire Civaux 1, Chooz B1 et Chooz B2, ce qui a représenté un important coût en termes d'arrêt de production et de remplacement. De plus, des programmes complémentaires de contrôles sur les centrales de type REP de 900 et 1300 MWe existantes ont été entrepris, et les autorités de sûreté nucléaire ont demandé l'instruction d'un dossier sur toutes les zones de mélange des REP (dossier dénommé DOMZOME pour DOMmage des Zones de MElange). Pour ce dossier, des études ont été entreprises par EDF, le CEA, Framatome, ainsi que diverses universités et écoles (ENSMA, ENSMP, Ecole Centrale de Lille...). Ces études ont porté sur le comportement des matériaux incriminés (les aciers inoxydables austénitiques, et plus particulièrement le 304 L), l'importance des contraintes résiduelles et des état de surface sur l'amorçage et la propagation, et, d'un point de vue mécanique des fluides, une importante étude sur l'évaluation du chargement (Δ T matériau). Les résultats présentés dans ce manuscrit s'inscrivent dans le cadre de ce dossier.

I.1.3 Simulation de la fissuration multiple

Nous allons tout d'abord définir en quoi l'amorçage et la propagation de la fissuration multiple diffèrent de l'amorçage et de la propagation d'une fissure isolée. Dans la suite, nous nous intéresserons essentiellement au comportement en fatigue de ces fissures puisque, dans la plupart des cas, et dans celui de la centrale de Civaux

en particulier, les fuites semblent liées à des cas de propagation par fatigue (chargement cyclique d'origine thermomécanique) d'une ou plusieurs fissures.

I.1.3.a Cas d'une fissure unique

Nous allons nous intéresser tout d'abord aux facteurs d'intensité de contrainte définis par la mécanique de la rupture. Il existe trois modes élémentaires de sollicitation et propagation d'une fissure (Figure I-18) et toute sollicitation d'une fissure est la combinaison de ces trois modes. A chacun de ces modes correspond un facteur d'intensité de contrainte, K_I, K_{II} ou K_{III} en fond de fissure.



Figure I-18 : Les trois modes élémentaires de sollicitation d'une fissure [FRA-93]

Dans le cas simple d'une fissure latérale dans une plaque plane semi infinie soumise à une contrainte de traction uniforme (Figure I-19), la fissure est sollicitée en mode I et le facteur d'intensité de contrainte en mode I s'exprime par :

 $K_{\rm I} = 1,122 \sigma (\pi a)^{1/2}$

où a est la longueur de la fissure et σ la contrainte nominale, appliquée loin de la fissure.



Figure I-19 : Représentation schématique d'une fissure unique débouchante dans une plaque semi-infinie sous contrainte de traction uniforme

I.1.3.b Cas de deux fissures parallèles de longueurs différentes : effet d'écran

Considérons maintenant le cas de deux fissures parallèles présenté en Figure I-20.



Figure I-20 : Représentation schématique de deux fissures parallèles de longueurs différentes dans une plaque semi-infinie soumise à une contrainte de traction uniforme [ISI-79] cité par [MUR-87]

Les deux fissures, A et B, sont distantes de d. Leurs longueurs sont a et b respectivement. Elles sont situées dans une plaque semi-infinie qui est soumise à une traction uniforme σ .

Les facteurs d'intensité de contrainte en pointe de fissure K_I varient en fonction de la longueur respective des fissures et de la distance interfissure, et un facteur K_{II} apparaît, car du fait de la présence de sa voisine, chaque fissure est sollicitée en mode combiné I + II. K_I et K_{II} sont définis par [ISI-79] :

 $K_{IA} = F_{IA} \sigma (\pi a)^{1/2}; K_{IB} = F_{IB} \sigma (\pi b)^{1/2}; K_{IIA} = F_{IIA} \sigma (\pi a)^{1/2}; K_{IIB} = F_{IIB} \sigma (\pi b)^{1/2}; où les coefficients F_I et F_{II}, appelés facteurs d'influence, représentent les facteurs de correction nécessaires pour$ prendre en compte l'influence de la seconde fissure. L'évolution des facteurs d'influence F_{IA}, F_{IB}, F_{IIA}, F_{IIB} (pour différentes valeurs de b/a données entre parenthèses) est donnée en Figure I-21. Cette évolution est exprimée en fonction du rapport d/a, où d représente la distance interfissure et a la longueur de la plus grande fissure.



Figure I-21 : Facteurs d'influence pour deux fissures latérales dans une plaque semi-infinie sous chargement de traction uniforme [ISI-79] cité par [MUR-87]

Ces courbes appellent plusieurs remarques :

- Quand b < a, quel que soit le rapport b/a, F_{IB} est toujours inférieur à F_{IA} ;

- Plus la distance interfissure augmente et moins la différence entre FIB et FIA est importante : l'interaction entre les fissures devient négligeable quand elles sont suffisamment éloignées, et la valeur du facteur d'intensité de contrainte se rapproche de celui de la fissure isolée ;

- Pour des valeurs de b et a fixées (b < a), il existe un rapport d/a, et donc une distance d, en dessous de laquelle $F_{IB} = 0$. Le facteur d'intensité de contrainte K_{IB} est alors nul ;

- Dans tous les cas, les facteurs d'influence sont inférieurs au facteur d'influence d'une fissure unique, à savoir 1,122.

Cette réduction du facteur d'influence lorsqu'il existe deux fissures en parallèle, par rapport à une fissure unique est appelé effet d'écran, chaque fissure faisant écran à sa voisine. Cet effet d'écran n'est sensible que pour des fissures proches les unes des autres (plus la distance interfissure augmente, moins cet effet est sensible), ce qui définit un domaine d'influence. De plus, dans un domaine restreint, défini par le rapport b/a et la distance d, la fissure la plus grande empêche toute propagation de la plus petite, ce qui correspond à la mise à zéro du facteur d'intensité de contrainte.

I.1.3.c Cas de n fissures parallèles, de même longueur et équidistantes

Dans le cas plus complexe de plusieurs fissures parallèles de même longueur et équidistantes (Figure I-22), trois cas sont à considérer : la fissure centrale, B, qui a le plus grand nombre de voisines, subira par conséquent le plus d'effets d'écran ; les fissures extrémales, A, qui n'ont de voisines que d'un côté, subiront par conséquent moins d'effets d'écran ; le comportement des autres fissures sera intermédiaire entre ceux de A et B.



Figure I-22 : Représentation schématique de plusieurs fissures parallèles de même longueur et équidistantes dans une plaque semi-infinie soumise à une traction uniforme [ISI-79] cité par [MUR-87]

Si toutes les fissures sont de même longueur a, équidistantes, de distance interfissure d, et que la plaque est soumise à une contrainte de traction uniforme σ , les évolutions des facteurs d'influence correspondants sont présentées en Figure I-23.



Figure I-23 : Facteurs d'influence pour plusieurs fissures latérales de même longueur et équidistantes dans une plaque semi-infinie sous chargement de traction uniforme [ISI-79] cité par [MUR-87]

La Figure I-23 présente l'évolution des facteurs d'influence F_{IA} et F_{IB} en fonction du rapport entre la distance interfissure d et la longueur des fissures a, pour différents nombres de fissures N. Ces courbes indiquent que :

- pour un même rapport d/a, plus le nombre total de fissures est important, plus les facteurs d'influence sont faibles,

- les fissures A présentent toujours des facteurs d'influence plus élevés que les fissures B,

- quand la distance interfissure augmente, les facteurs d'influence de A et de B se rapprochent du facteur de forme correspondant au cas de la fissure unique.

I.1.3.d Cas de fissures colinéaires : accélération de la propagation

Dans le cas de deux fissures colinéaires de même longueur en surface, dans une plaque infinie, soumise à une contrainte de traction uniforme σ (fissures sollicitées en mode I) (Figure I-24), les facteurs d'intensité de contrainte aux extrémités A et B de chaque fissure ne seront pas égaux. L'extrémité B verra un facteur d'intensité de contrainte plus élevé que l'extrémité A, les deux fissures auront tendance à se propager l'une vers l'autre et donc à coalescer.



Figure I-24 : Représentation schématique de deux fissures colinéaires de même longueur dans une plaque infinie, soumise à une traction uniforme [ERD-62] cité par [MUR-87]

Les fissures sont de longueur 2a en surface, et d est la distance interfissure (centre à centre).

La Figure I-25 donne l'évolution des facteurs d'influence F_{IA} et F_{IB} en fonction du rapport 2a/d. F_{IB} est toujours supérieur à F_{IA} : les fissures colinéaires présentent donc un phénomène contraire à celui de l'effet d'écran : elles « s'attirent » et cette attraction est à l'origine de la coalescence. 2a/d = 1 représente le cas limite où il n'y a plus qu'une seule fissure (après coalescence). Les facteurs d'influence sont alors définis comme suit :

$$F_{IA} = \frac{d+2a}{4a} \left(\frac{d+2a}{d}\right)^{1/2} \left[1 - \frac{E(k)}{K(k)}\right]$$

$$F_{IB} = \frac{d-2a}{4a} \left(\frac{d-2a}{d}\right)^{1/2} \left[\left(\frac{d+2a}{d-2a}\right)^2 \frac{E(k)}{K(k)} - 1\right]$$
avec $k = \left[1 - \left(\frac{d-2a}{d+2a}\right)^2\right]^{1/2}$, $K(k) = \int_0^{\pi/2} \left(1 - k^2 \sin^2\theta\right)^{-1/2} d\theta$ et $E(k) = \int_0^{\pi/2} \left(1 - k^2 \sin^2\theta\right)^{1/2} d\theta$

Des formules approchées (à 0,5% près) sont aussi utilisées : $F_{IA} = (1 - 0,0037 \lambda + 0,1613 \lambda^2 - 0,1628 \lambda^3 + 0,1560 \lambda^4)$ $F_{IB} = (1 - 0,0426 \lambda + 0,5461 \lambda^2 - 1,1654 \lambda^3 + 1,2368 \lambda^4)$ avec $\lambda = 2a/d$ et $0 \le \lambda \le 0,8$



Figure I-25 : Facteurs d'influence pour deux fissures colinéaires de même longueur dans une plaque infinie soumise à une contrainte de traction uniforme [ERD-62] cité par [MUR-97]

I.1.3.e Cas d'une matrice de fissures : interaction entre les effets d'écran et les effets d'accélération

Considérons maintenant le cas d'une matrice doublement périodique de fissures, de longueurs en surface 2a égales (Figure I-26).



Figure I-26 : Représentation schématique d'une matrice doublement périodique de fissures de même longueur dans une plaque infinie soumise à une traction uniforme [ISI-81] cité par [MUR-87]

La plaque semi-infinie est soumise à une contrainte de traction uniforme σ , la matrice est doublement périodique, de périodes c et d (distances interfissure). Le facteur d'intensité de contrainte s'exprime sous la forme :

 $K_{I} = F_{I}\sigma\sqrt{\pi a}$

et le facteur d'influence F_I évolue en fonction des rapports 2a/d et c/d comme présenté en Figure I-27.





Les deux effets, tendance à la coalescence et effet d'écran, sont en compétition. Il s'agit du cas général observé pour les réseaux.

Lorsque c > d, quand 2a/d augmente, la tendance à la coalescence augmente et F₁ augmente. A 2a/d constant, pour différentes valeurs de c/d, les effets d'écran augmentent quand c diminue, c'est à dire quand les rangées de fissures parallèles se rapprochent, et F₁ diminue.

Lorsque c < d, l'effet d'écran l'emporte dans une première phase sur l'effet d'accélération pendant la croissance de la fissure : à c et d fixés, c/d < 1, F_1 diminue d'abord quand a croît, car l'effet d'écran entre deux fissures grandissantes est de plus en plus fort, et les fissures sont encore trop éloignées pour que la tendance à la coalescence domine. Dans un deuxième temps, les deux effets s'équilibrent (pente nulle indiquée par une double flèche sur la Figure I-27). Enfin, l'effet d'accélération domine l'effet d'écran, et F_1 augmente avec a. Plus le rapport c/d est faible, plus tard se produit cette inversion de tendance dans la croissance de la fissure.

I.1.3.f Relation entre facteur d'intensité de contrainte et propagation de fissure

La propagation stable d'une fissure en fatigue peut être présentée en termes d'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de la variation du facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure en diagramme bilogarithmique (Figure I-28). Cette variation s'exprime par :

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

avec K_{max} le facteur d'intensité de contrainte au maximum de contrainte, et K_{min} celui au minimum de contrainte.



Figure I-28 : Évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de la variation du facteur d'intensité de contrainte [FRA-93]

Sur cette figure, ΔK_s correspond à la valeur seuil de ΔK en dessous de laquelle aucune propagation n'a lieu, et K_{IC} correspond au facteur d'intensité de contrainte critique pour lequel il y a rupture brutale. La propagation stable peut être décomposée en trois stades. Dans le stade A, la fissure, encore très petite, plus petite que le grain dans lequel elle se développe, progresse rapidement, et son orientation dépend de l'orientation du grain. Le stade B est celui dans lequel des stries de fatigue peuvent se former (mode I de propagation).

La loi de Paris, valide dans le stade B, est de la forme :

 $da/dN = C \Delta K^m$,

où da/dN correspond à l'avancée de fissure par cycle et C et m sont deux constantes caractéristiques du matériau.

Le stade C est celui de la fatigue-déchirure du matériau, en fin de vie.

La loi de Paris, qui donne l'évolution de la vitesse de propagation des fissures, montre l'importance du facteur d'intensité de contrainte.

Dans ce stade B, la propagation de fissure dépendant directement de la variation du facteur d'intensité de contraintes (ΔK), l'effet d'écran entre deux fissures parallèles ralentit la propagation de chacune des deux fissures, en particulier de la plus petite, (cf. § I.1.3.b), voire stoppe cette propagation. Les effets d'écran joueront donc un rôle important dans la propagation de la fissuration multiple.

I.1.3.g Formation d'un réseau de fissures par coalescence

Les fissures d'un réseau se développent en trois dimensions : elles se propagent à la fois en surface (2D) et en profondeur. Pour que l'étude de la formation d'un réseau de fissures soit plus simple, la plupart des modélisateurs choisissent d'étudier le développement des fissures soit dans la profondeur, en considérant les fissures parallèles, soit dans les deux autres directions, pour l'endommagement en surface. Nous considérons dans ce paragraphe la propagation de multiples fissures en surface, conduisant à la formation d'un réseau bidimensionnel.

Le modèle que nous présentons ici est issu des travaux d'Argence [ARG-96]. Il s'agit d'un modèle de propagation de fissures bidimensionnel, conçu pour rendre compte de l'endommagement à haute température dans des essais de type torsion en fatigue continue et traction/compression-torsion en fatigue-relaxation. Les essais sont de type « éléments de volume », c'est à dire sur éprouvettes tubulaires de petit diamètre. L'évolution des fissures a été analysée par l'auteur sur répliques, par analyse d'images. Il a de même déterminé des lois de propagation à partir des résultats expérimentaux en fatigue ou en fatigue-relaxation.

Les simulations sont de type Monte-Carlo à deux dimensions. Elles sont réalisées sur un analyseur d'images, à l'aide de lois analytiques : il ne s'agit pas d'une modélisation par éléments finis. Le principe est le suivant : une germination aléatoire de fissures a lieu, en respectant deux lois de répartition et de densité. La croissance des fissures est ensuite définie par les lois de propagation, en fatigue ou en fatigue-relaxation. Enfin la coalescence des fissures est introduite par un critère de proximité. Ces trois étapes constituent un cycle, qui se répète le nombre de fois nécessaire à l'apparition d'une fissure critique, à savoir une fissure de longueur 3 mm.

Germination - répartition	$P(X=k) = \exp(-\lambda)\frac{\lambda^k}{k!}$
Germination - densité	$\chi = \chi_{\max} \left\{ 1 - \exp\left[-k \left(\frac{N}{N_R} \right)^{\alpha} \right] \right\}$
Croissance - fissures transgranulaires	$da_{trans} = B \left(\frac{\Delta \varepsilon_p, \Delta \gamma_p}{2}\right)^{\alpha} a_{trans}^{\beta} dN$
Croissance - fissures intergranulaires	$da_{ ext{int}} {=} F \sigma^{lpha}_{_{1}} arepsilon^{_{eta}} darepsilon_{_{v_{\acute{e}q}}} darepsilon_{_{v_{\acute{e}q}}}$
Coalescence	$R_{c} = \omega a \left(\frac{\sigma}{\sigma_{r}}\right)^{2}$

Les lois utilisées par Argence sont données dans le Tableau I-1.

Tableau I-1 : Lois de germination, de propagation et de coalescence utilisées pour la modélisation de la formation de réseaux par coalescence [ARG-96]

Les différentes lois du Tableau I-1 peuvent être explicitées de la façon suivante :

- en fatigue continue, la répartition des microfissures à la surface des éprouvettes est décrite par une loi de Poisson $\lambda = \chi S$, où λ est le nombre moyen de microfissures contenues dans une surface S et χ la densité (longueur par unité de surface) de ces microfissures. La probabilité P(X=k) pour qu'il existe un nombre k de fissures dans la même surface S est alors donnée par la loi de germination - répartition,

- l'évolution de la densité de fissures χ est donnée à partir d'un taux d'accroissement maximal déterminé pour chaque essai,

- la loi de croissance des fissures transgranulaires, en fatigue continue, est déterminée à partir d'observations expérimentales de faciès de rupture avec l'hypothèse d'équivalence entre une strie et un cycle, en fonction de la variation de déformation plastique $\Delta \varepsilon_p$ en traction-compression, et de la variation de cisaillement plastique $\Delta \gamma_p$ en torsion,

- la loi de croissance des fissures intergranulaires est une loi incrémentale basée sur des essais de fluage uniaxiaux en traction sur des éprouvettes lisses et entaillées. F, α et β sont des constantes, σ_1 la plus grande contrainte principale en MPa et $\varepsilon_{véq}$ la déformation viscoplastique équivalente en %,

- enfin, à chaque zone d'influence en pointe de fissure (zone dont la taille et la forme dépendent du chargement et de la longueur de la fissure) est attribuée un rayon de coalescence R_c (avec σ_r la contrainte à rupture en traction monotone).

La Figure I-29 montre deux exemples de simulations terminées.



(a) traction-compression en fatigue continue

(b) torsion en fatigue continue

Figure I-29 : Simulation de la rupture par propagation et coalescence pour des essais à $\Delta \epsilon_{t \, \acute{e}q} = \pm 1\%$ et T = 650°C, [ARG-96]

La Figure I-29 présente deux cas très différents de fissuration multiple. Dans le cas (a), en tractioncompression, toutes les fissures sont parallèles, orientées perpendiculairement à l'axe de l'éprouvette, et trangranulaires. Dans le cas (b), les fissures se propagent par cisaillement, bien qu'elles soient transgranulaires et se soient amorcées en mode d'ouverture. Les fissures sont introduites dans le modèle dans deux directions perpendiculaires. Le cas (a) modélise de la fissuration multiple parallèle et le cas (b) correspond à la modélisation de la formation d'un réseau orthogonal.

Cette modélisation en deux dimensions de la propagation a cependant l'inconvénient de ne prendre en compte, par l'intermédiaire du rayon de coalescence R_c , que de l'effet d'attraction de fissures colinéaires (§ I.1.3.d). Elle néglige l'effet d'écran entre fissures parallèles. Pourtant cet effet peut être important, surtout dans le cas de la traction-compression où il n'y a que des fissures parallèles.

I.2 La fatigue thermique et les moyens d'essais

L'objectif de ce paragraphe est de définir le phénomène de fatigue thermique, et de donner des exemples de son étude, en termes de moyens d'essai d'une part, en termes de modélisation d'autre part.

I.2.1 Le phénomène de fatigue thermique

Différentes définitions de la fatigue thermique existent. D'après l'encyclopédie internationale des sciences et techniques [EIST-70], il s'agit de la répétition simultanée de cycles de contraintes thermiques et de contraintes mécaniques qui conduit à des ruptures ou à des déformations provoquées par des phénomènes de fluage. Pour Dieter [DIE-88] au contraire, il s'agit d'un phénomène de fissuration par fatigue produit par des contraintes thermiques fluctuantes, dans des conditions telles qu'aucune contrainte d'origine mécanique n'existe. Il distingue aussi la *fatigue thermique*, qui provient de sollicitations répétées, du *choc thermique*, où la défaillance apparaît après une seule application de contrainte thermique. Spera [SPE-76], quant à lui, parle de la détérioration graduelle et de la fissuration du matériau par chauffage et refroidissement alternés, durant lesquels la dilatation libre est partiellement ou totalement entravée. Il définit ensuite deux sous-catégories : la *fatigue thermo-mécanique* et la *fatigue sous contraintes thermiques*, et propose d'inclure ces deux catégories dans la fatigue oligocylique, comme présenté en

Figure I-30, compte tenu que la fatigue thermique implique généralement une composante plastique significative de la déformation.



Figure I-30 : Classification des différents types de fatigue oligocyclique selon Spera [SPE-76]

La division de la fatigue thermique par Spera en deux sous-catégories se justifie par le mode d'obtention de l'entrave à la dilatation libre.

La *fatigue thermo-mécanique* est ainsi la fatigue thermique dans laquelle les entraves à la dilatation libre sont externes. Il s'agit le plus souvent [DEG-81] d'une technique de laboratoire où, durant le cyclage thermique, des forces extérieures sont appliquées à une éprouvette pour simuler les contraintes internes d'origine thermique qui apparaîtraient dans le composant réel.

Par opposition, la *fatigue sous contraintes thermiques* correspond à la fatigue thermique dans laquelle les entraves à la dilatation libre sont internes, et c'est dans la plupart des cas ce qui se produit pour les composants réels. Nous adoptons dans la suite la classification de Spera, en l'étendant à la fatigue endurance (absence de déformations plastiques globales).

I.2.2 Les moyens d'essais en fatigue thermomécanique

L'essai de fatigue thermomécanique est un essai sur élément de volume (c'est à dire sur éprouvette de forme géométrique simple) et non sur structure. L'objectif est de soumettre une éprouvette mince (un exemple de géométrie est présenté en Figure I-31) à un cycle de chauffage / refroidissement en évitant l'apparition d'un gradient de température dans l'épaisseur. La paroi des éprouvettes de ce type est suffisamment mince (1 mm) pour assurer l'uniformité de la température dans toute l'épaisseur. La déformation mécanique est imposée.

Au contraire, dans un essai sur structure, c'est l'apparition de gradients de température dans l'épaisseur qui sera à l'origine des contraintes thermiques [REM-86].

L'absence de couplage entre le cycle mécanique et le cycle thermique permet la définition de nombreux types d'essais : les essais *en phase* et ceux *en opposition de phase* en sont deux exemples.

Un essai est dit *en phase*, quand la température maximale est atteinte en même temps que la déformation mécanique maximale, et *en opposition de phase* quand la déformation mécanique maximale du cycle est atteinte en même temps que la température minimale, comme présenté Figure I-32. Tout autre déphasage est envisageable.



Figure I-31 : Exemple de géométrie d'éprouvette pour essai de fatigue thermomécanique [HAD-00]



Figure I-32 : Définition des cycles de fatigue thermomécanique en-phase et en opposition de phase

La déformation totale de la partie utile de l'éprouvette en cours d'essai est la somme de la déformation thermique et de la déformation mécanique imposée. On a alors :

$\varepsilon_t = \varepsilon_{th} + \varepsilon_m$

avec $\varepsilon_m = \varepsilon_e + \varepsilon_p$ où ε_e est la déformation élastique et ε_p la déformation plastique.

L'avantage de ce type d'essai est que toutes les grandeurs (déformations plastique, mécanique, totale...) sont connues. L'essai est donc facilement reproductible et analysable. Il permet ainsi de tester des modèles d'endommagement et de comportement. En revanche, il est assez éloigné des conditions réelles. Il est en particulier uniaxial, alors que dans de nombreux cas réels, les sollicitations sur pièces sont biaxiales au minimum voire triaxiales. Il peut cependant être couplé à un calcul de structure sur la pièce réelle, mais une transposition des résultats de fatigue thermomécanique à la fatigue sous contraintes thermiques des structures en service est parfois délicate.

D'autres auteurs pilotent, dans ce type d'essai, non plus la déformation mécanique, mais la déformation plastique ε_p [CHR-96], et étendent même ce type d'essai à une sollicitation mécanique biaxée de type traction/compression-torsion [ZAM-96].

Les essais de fatigue thermomécanique sont souvent comparés aux essais de fatigue oligocyclique isotherme à la température maximale du cycle ou à une température équivalente définie comme une combinaison des températures maximale et minimale. De bonnes corrélations sont parfois obtenues en termes de durées de vie dans le cas des essais hors phase [HAD-00], mais cela n'est pas toujours le cas. Elles sont moins bonnes pour des essais en phase. Les estimations de durées de vie réalisées à partir d'essais isothermes et appliquées à des cas de fatigue thermomécanique peuvent être non conservatives [SEH-96], car elles ne prennent pas en compte les effets d'interaction entre la température et la déformation mécanique.

I.2.3 Les moyens d'essais en fatigue sous contraintes thermiques

Une autre voie pour comprendre la fatigue thermique des structures consiste à étudier une éprouvette représentative de la pièce réelle, mais de forme plus simple. L'essai est alors mené en conditions de fatigue sous contraintes thermiques, et l'existence de ces contraintes résulte, dans l'éprouvette comme dans la pièce réelle, de la présence de *gradients thermiques*.

I.2.3.a Essai de type Glenny

Le plus « simple » de ces essais a été développé par Glenny et al. [GLE-58] à la fin des années 50 pour simuler la fatigue thermique des aubes de turbine. Un disque simulant l'aube de turbine (dont un exemple de géométrie est présenté Figure I-33) est soumis à de la fatigue thermique par la technique des lits fluidisés. Un premier lit fluidisé est porté à haute température par des éléments chauffants, tandis que le deuxième est à basse température, refroidi par des chemises à eau par exemple. Le transfert des disques d'un lit à l'autre est assuré par

un dispositif pneumatique. La bonne capacité calorifique des disques permet un refroidissement et un chauffage relativement rapides, conduisant à des cycles de 2 à 8 min.



Figure I-33 : Géométrie d'un disque de type « Glenny » [SEH-96]

Un gradient thermique s'établit entre le bord mince de l'éprouvette et la partie centrale : le bord mince est soumis à des changements de température beaucoup plus rapides que la partie massive de l'éprouvette qui entrave par conséquent la dilatation ou la contraction du bord mince. Il y a alors apparition de fissures radiales, à partir de la périphérie du disque.

I.2.3.b Essai sur éprouvette « coin »

Un essai sur éprouvette « coin » a été utilisé entre autres par Köster et al. [KÖS-96], pour des super-alliages utilisés dans les turbines à gaz. La géométrie de l'éprouvette est présentée en Figure I-34-a et le principe de fonctionnement en Figure I-34-b.



Figure I-34 : Éprouvette de fatigue sous contraintes thermiques de type coin (a) et dispositif de fatigue thermique (b) [KÖS-96]

Comme dans le cas du disque de Glenny, l'éprouvette coin présente un bord effilé, et une partie massive qui entravera plus ou moins fortement les dilatations et contractions de la partie effilée.

Toute l'éprouvette est placée dans un four à lampes, dans lequel elle est maintenue en position mais non bridée, afin de ne pas introduire de contraintes mécaniques additionnelles. Le refroidissement est assuré de façon cyclique par projection d'air froid pressurisé à 8 bars sur le bord de l'éprouvette. Des thermocouples sont soudés en différents points de l'éprouvette pour mesurer le gradient de température. Ce dispositif permet de définir un cycle thermique entre 25°C et 750°C, d'une durée de 1,5 minute (60 secondes de chauffage pour 30 secondes de refroidissement). Il est donc possible, par cet essai, de reproduire de façon satisfaisante les cycles de température subis par les aubes de turbines en service.

I.2.3.c Essais de type « choc thermique » (Marsh - SPLASH - INTHERPOL)

Dans l'étude des phénomènes de fatigue thermique liés au sodium (fluide caloporteur dans les RNR), Marsh a développé en 1981 [MAR-81] au Royaume Uni un dispositif de choc thermique sur une éprouvette
parallélépipédique chauffée par effet Joule et refroidie cycliquement sur deux faces par projection d'eau (Figure I-35).



Figure I-35 : Zone centrale de l'éprouvette de fatigue thermique utilisée par Marsh [MAR-81]

Pour favoriser la propagation d'une seule fissure, une entaille mécanique de 0,5 mm de profondeur est usinée par électroérosion au centre de la zone de trempe, et les températures sont mesurées par des thermocouples soudés au fond de trous dans la section centrale de l'éprouvette, à différentes profondeurs.

C'est de ce dispositif qu'a été largement inspiré le dispositif SPLASH utilisé dans cette étude. Il sera décrit plus en détail au paragraphe III.1.1.

Un autre dispositif dérivé des essais de Marsh, appelé INTHERPOL pour INstallation de fatigue THERmique POLycyclique, a été récemment mis au point par EDF. Son schéma de principe est présenté en Figure I-36.



Figure I-36 : Schéma de principe du dispositif de fatigue thermique INTHERPOL

L'éprouvette est un tube-maquette dont deux secteurs seulement sont testés. Toute l'éprouvette est chauffée (entre 185 et 320°C) par les 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 l'éprouvette qui tourne autour de son axe, selon un mouvement de rotation alterné pour présenter tour à tour chacun des deux secteurs testés devant les éléments chauffants ou les jets d'eau.

I.2.3.d Essai de type « stratification thermique » (COUFAST)

L'essai COUFAST a été mis au point par EDF pour reproduire le phénomène de fatigue thermique dû à la fluctuation d'une interface. Il s'agit d'étudier, sur une maquette à l'échelle 1, les effets de stratification thermique sur la tuyauterie secondaire d'alimentation d'un générateur de vapeur de réacteur REP. L'effet de stratification thermique résulte de la superposition de trois couches de fluide : une couche froide en bas, une couche chaude

en haut, et une couche intermédiaire d'accommodation entre les deux températures. La géométrie de la maquette est présentée en Figure I-37.



Figure I-37 : Géométrie de la maquette COUFAST [MAS-98]

La maquette est sollicitée par une pression interne de 80 bars environ et les variations de débits d'entrées d'eaux chaude et froide (respectivement 280° C, 0,1 et 5 m³/h de débit et 60° C, 0,1 et 9 m³/h de débit) faisant varier la position de l'interface de stratification. La position de la couche intermédiaire se stabilise après une demi-heure de fonctionnement environ, et le gradient thermique vertical, mesuré par trois thermocouples, s'élève ensuite. L'installation est instrumentée par des jauges de déformation et des thermocouples en peau interne du tube.

I.2.3.e Essais sur boucles

Boucles sodium

Des essais anglais et français ont été mis au point pour l'étude des zones de mélange des réacteurs de type RNR, utilisant du sodium liquide comme fluide caloporteur.

Les essais SOMITE (pour SOdium MIxing Tee) et SUPERSOMITE ont pour objectifs respectifs l'étude de la phase d'amorçage des fissures et l'étude de la propagation de fissures longues amorcées sur des entailles mécaniques ([LEJ-97], [SCH-88]). Le principe de ces essais est le suivant : deux jets continus de sodium, l'un chaud et l'autre froid, sont mélangés dans le canal annulaire formé par deux tubes concentriques (Figure I-38) qui constituent les éprouvettes d'essai. Le fluide est évacué en haut du montage.



Figure I-38 : Schéma de principe de l'essai SUPERSOMITE

Les éprouvettes sont généralement en acier inoxydable de type 316 L et les fluctuations de température dans le fluide sont aléatoires et rapides, avec une fréquence de l'ordre du hertz. L'analyse de ces essais est complexe et nécessite la connaissance de l'historique des températures dans le fluide. Celle-ci n'est pas accessible directement, mais elle peut être estimée par des histogrammes Rainflow (les températures sont mesurées par de

nombreux thermocouples). L'éprouvette interne est beaucoup moins chargée que l'éprouvette externe, et donc beaucoup moins endommagée par fatigue thermique. En effet, du fait de la configuration du montage, un film de sodium chaud entoure le tube interne et minimise les variations de température à sa surface. Des formules analytiques et des règles de cumul de dommage linéaire permettent d'établir les déformations subies par les tubes en fonction des variations de température.

L'essai sur boucle FAENA [MOU-00] a été mis au point par le CEA. Il s'agit d'appliquer à un tube des chocs thermiques par injection alternative de sodium chaud et de sodium froid (il n'y a pas de mélange de fluides). L'extérieur du tube est dans un environnement gazeux (argon). Le schéma de principe de l'essai est présenté en Figure I-39.

L'endommagement se manifeste sous la forme d'un réseau de faïençage, qui s'amorce après un nombre de cycles dépendant de la différence de température entre les sodiums chaud et froid. L'endommagement est le plus important en bas du tube (près des injections), et disparaît à une certaine altitude qui constitue le résultat de l'essai. Cette altitude dépend de la différence de température entre les fluides. L'essai est ensuite modélisé par éléments finis pour évaluer les contraintes et les déformations subies par le tube et les comparer aux courbes de dimensionnement.



Figure I-39 : Schéma de principe du dispositif de fatigue thermique FAENA [MOU-00]

Boucles REP

Enfin, dans le cadre du dossier sur les dommages dans les zones de mélange, un dispositif de fatigue thermique appelé FATHER (pour FATigue THERmique) a été très récemment développé par le CEA : il reproduit à l'échelle 3/4 la portion de circuit incriminée dans l'incident de Civaux (cf. § I.1.2.d). Le dispositif est aujourd'hui réalisé, et une partie des essais achevée.

De nombreux autres dispositifs d'essais de fatigue sous contraintes thermiques ou de fatigue thermomécaniques ont été conçus de par le monde. Quelques références complémentaires sont proposées dans la bibliographie ([CAI-81], [HAY-98], [HAY-98-2], [HAY-98-3], [MAJ-87], [WER-91], [MIK-85], [MAR-81]).

Synthèse et résumé :

Les phénomènes de fissuration multiple et de faïençage sont présents tant dans notre environnement de tous les jours (argile séchée ou tasse craquelée) que dans le milieu industriel (outils de mise en forme à chaud, disques de frein, circuits de centrales nucléaires). Même si les phénomènes à l'origine de cet endommagement sont variés, ils sont généralement associés à la fatigue thermique dans le cas des circuits de centrales nucléaires.

≻Pour modéliser la propagation d'un réseau de fissures, il faut prendre en compte, lors de l'évaluation du facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure, la géométrie du réseau et l'interaction entre fissures voisines. Le facteur d'intensité de contrainte est en effet diminué, dans le cas de fissures parallèles, par rapport à celui d'une fissure isolée (du fait de l'effet d'écran). Il est au contraire augmenté dans le cas de fissures colinéaires (tendance à la coalescence).

>La fatigue thermique est définie comme la détérioration graduelle et la fissuration du matériau par chauffage et refroidissement alternés durant lesquels la dilatation libre est partiellement ou totalement entravée. Si les entraves à la dilatation libre sont externes, on parle de fatigue thermomécanique ; si elles sont internes, on parle de fatigue sous contraintes thermiques.

≻Pour étudier la fatigue thermique en laboratoire, deux voies sont retenues :

- des essais de fatigue thermomécanique sur éprouvettes éléments de volume qui subissent un cycle de température en même temps qu'un cycle de sollicitation mécanique. A tout instant la température est uniforme dans la partie utile des éprouvettes,

- des essais de fatigue sous contraintes thermiques sur éprouvettes éléments de structure où aucune sollicitation mécanique extérieure n'est imposée et où un gradient de température cyclique est produit dans l'éprouvette.

Les essais thermomécaniques sont à sollicitations connues, mais ils sont en général loin des conditions en service, et le passage de l'essai aux conditions en service est délicat. En revanche, les essais sous contraintes thermiques sont proches des sollicitations réelles, mais ils nécessitent d'être modélisés par éléments finis pour connaître les sollicitations réelles vues par les éprouvettes.

>Il existe de nombreux dispositifs de fatigue sous contraintes thermiques, chacun étant conçu pour résoudre un problème particulier. Coûteux à développer et à mettre en oeuvre, ils sont difficilement comparables entre eux.

Après avoir défini dans cette revue bibliographique les éléments de base concernant la fatigue thermique d'une part, la fissuration multiple et le faïençage d'autre part, nous allons, dans le chapitre II, présenter le matériau de l'étude, à savoir un acier inoxydable austénitique de type 304 L, ainsi que ses propriétés mécaniques.

SOMMAIRE DETAILLE DU CHAPITRE II

SOMMAIRE DU CHAPITRE II	
II CARACTERISATION DES MATERIAUX	
II.1 LES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES	38
II.1.1 GENERALITES	
II.1.2 ELABORATION	39
II.1.3 TRANSFORMATION MARTENSITIQUE	40
II.1.4 CARACTERISTIQUES MECANIQUES ET PHYSIQUES	41
II.1.4.a Caractéristiques mécaniques	41
II.1.4.b Propriétés physiques	42
II.2 CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE ET MECANIQUE DU MATERIAU 304 L ETUDIE	43
II.2.1 CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE	43
II.2.1.a Compositions chimiques	43
II.2.1.b Taux de ferrite	44
II.2.1.c Étude morphologique	45
II.2.1.d Précisions sur la composition chimique des deux phases	47
II.2.2 CARACTERISATION MECANIQUE	48
II.2.2.a Caractéristiques de traction monotone	48
II.2.2.b Caractérisation en résilience	50
II.2.2.c Caractérisation en fatigue oligocyclique isotherme	50
II.2.2.d Fissuration par fatigue sur éprouvettes CT	59

II Caractérisation des matériaux

Cette étude porte sur des aciers inoxydables austénitiques types AISI 304 et 316. Avant de nous intéresser à des nuances particulières, nous rappelons les principales caractéristiques de ce type d'acier dans le paragraphe II.1. Les quatre nuances utilisées dans cette étude sont ensuite décrites (§ II.2) et les propriétés de la nuance principalement étudiée sont détaillées. Sa dénomination AFNOR, X2 CrNi18-09, est par la suite remplacée par son appellation courante, à savoir AISI 304 L. Son comportement en fatigue oligocyclique fait l'objet du paragraphe II.2.2.c tandis que sa loi de Paris déterminée par fissuration par fatigue sur éprouvettes CT est définie en II.2.2.d.

II.1 Les aciers inoxydables austénitiques

II.1.1 Généralités

Les aciers inoxydables ont commencé à être développés industriellement au début du XX^{ième} siècle. A partir de 1914, un acier contenant 14% de chrome s'est répandu dans l'industrie de la coutellerie [MAR-84], son inoxydabilité ayant été découverte par Brearly lors de travaux sur des alliages ferritiques fer-chrome pour canons de fusils. Les aciers inoxydables ont très vite trouvé de nombreuses applications, du fait de leur résistance à la corrosion tout d'abord, mais aussi du fait de leurs bonnes propriétés mécaniques.

Un acier est défini comme *inoxydable* dès lors que sa teneur en chrome dépasse 13% [BAR-97]. Cette « inoxydabilité », qui caractérise une bonne résistance à la corrosion par l'oxygène, résulte de la formation d'un film protecteur passivant, par oxydation du chrome. Ce film a une épaisseur de 1 à 10 nm. En milieu air humide, il est constitué d'un oxyde de type [Fe,Cr]₂O₃. Sur la Figure II-1, la courbe de polarisation d'un acier inoxydable est schématisée.



Figure II-1 : Courbe schématique de polarisation d'un acier inoxydable [BAR-97]

Le film protecteur peut se rompre à partir d'une tension de rupture e_r , le métal sera alors oxydé jusqu'à ce que ce film se reforme. Les paramètres gouvernant cette oxydation sont d'une part le pH du milieu agressif environnant et la teneur en chrome du matériau, qui définiront le type de corrosion possible, d'autre part la teneur en oxygène et la température du milieu agressif environnant, qui rendront effectifs ou non l'oxydation / corrosion.

Différents cas de corrosion peuvent apparaître :

- corrosion par piqûres, en milieu chloré, surtout en présence d'inclusions de sulfure de manganèse (MnS),

- corrosion caverneuse,

- corrosion intergranulaire, liée à l'appauvrissement en chrome du voisinage des joints de grains, dû à la précipitation de carbures de chrome $Cr_{23}C_6$ aux joints de grains entre 500 et 800°C environ,

- corrosion sous contrainte,

- fatigue-corrosion.

Il existe plusieurs familles d'aciers inoxydables ; les quatre principales sont :

- les aciers inoxydables austénitiques (amagnétiques, de structure Cubique à Faces Centrées),

- les aciers inoxydables martensitiques (magnétiques),

- les aciers inoxydables ferritiques (magnétiques, de structure Cubique Centrée),

- les aciers inoxydables austéno-ferritiques (phase austénitique amagnétique CFC, et phase ferritique magnétique CC).

D'autres structures, martensito-ferritiques, martensitiques ou austénitiques à phases durcissantes, sont plus rarement utilisées. La distinction entre aciers inoxydables et alliages inoxydables n'est pas toujours bien définie.

Lacombe et al. [LAC-90] proposent d'appeler *acier inoxydable* tout alliage inoxydable dont la teneur en fer reste supérieure à chacun des éléments d'addition, même si elle est inférieure à 50% (alliages inoxydables base fer).

La structure de l'acier dépend de sa composition chimique. Certains éléments sont dits *gammagènes*, ils élargissent le domaine austénitique γ ; d'autres sont dits *alphagènes*, ils réduisent ce domaine au profit de la ferrite α . Le nickel, le manganèse, le carbone et l'azote sont les principaux éléments gammagènes ; le chrome, le silicium et le molybdène sont les principaux éléments alphagènes.

L'étendue du domaine γ des alliages ternaires Fe-Cr-Ni en fonction des teneurs respectives en chrome et en nickel est présentée Figure II-2.



Figure II-2 : Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ des alliages ternaires Fe-Cr-Ni [LAC-90]

Les pouvoirs α -gènes et γ -gènes des différents éléments peuvent être évalués de manière empirique, et des diagrammes comme celui de Pryce et Andrews [PRY-60], ou celui de Schaeffler [SCH-49] pour les soudures, permettent d'évaluer a priori les proportions des phases α et γ de l'acier, à partir de la donnée des teneurs en chrome et en nickel équivalentes :

 $(Ni)_{eq} = (\%Ni) + 0.5 (\%Mn) + 21 (\%C) + 11.5 (\%N)$ $(Cr)_{eq} = (\%Cr) + 3 (\%Si) + (\%Mo)$



Figure II-3 : Diagrammes de phase en Cr et Ni équivalents, pour les matériaux de base (a) et pour les soudures (b) : prévision de la structure des aciers inoxydables

II.1.2 Elaboration

La famille des aciers inoxydables austénitiques est la plus employée des 4 principales familles d'aciers inoxydables. Les aciers inoxydables austénitiques ont une bonne résistance à la corrosion, de bonnes propriétés mécaniques, et une bonne formabilité. De structure CFC, ils ne présentent pas de transition fragile/ductile et peuvent donc être utilisés à basse température (pour le transport de gaz liquéfiés par exemple), tandis que leur résistance à la corrosion (dont l'oxydation) permet leur utilisation à haute température.

La Figure II-4 présente le diagramme de refroidissement d'un acier à 18% de chrome et 9% de nickel.



Figure II-4 : Constitution des aciers inoxydables austénitiques de type 18-9 à l'équilibre [BAR-97]

A température ambiante, l'état d'équilibre n'est pas l'austénite, mais un mélange triphasé $\gamma + \alpha + Cr_{23}C_6$. Pour obtenir une structure austénitique, il faut « geler » la solution solide dans le domaine γ par un traitement d'hypertrempe qui consiste en deux phases : un recuit d'austénitisation entre 1000 et 1100°C, qui permet de remettre en solution solide les éléments d'alliage interstitiels (carbone notamment) et substitutionnels dans le réseau CFC de l'austénite, et un refroidissement rapide. Le résultat de l'hypertrempe est une *solution solide austénitique sursaturée en carbone et éventuellement en azote, métastable*.

Un réchauffage entre 500 et 800°C, provoque la précipitation intergranulaire de $Cr_{23}C_6$. L'ajout de titane ou de niobium est un moyen d'éviter ce phénomène, car les carbures TiC et NbC, généralement intragranulaires, sont plus stables que les carbures $Cr_{23}C_6$. Les aciers inoxydables austénitiques alliés au Nb et/ou au Ti sont dits *stabilisés*. L'addition d'azote provoque une précipitation de nitrures riches en chrome. Cette précipitation est en partie intergranulaire, mais les nitrures précipitent aussi dans la matrice, beaucoup plus que les carbures.

II.1.3 Transformation martensitique

Les aciers inoxydables austénitiques sont sensibles à la transformation martensitique par refroidissement à basse température ou par déformation plastique. La température de début de transformation martensitique par refroidissement, Ms, est définie par :

 $Ms(^{\circ}C) = 1302 - 42(^{\circ}Cr) - 61(^{\circ}Ni) - 33(^{\circ}Mn) - 28(^{\circ}Si) - 1667(^{\circ}C + ^{\circ}N)$

Cette formule empirique [PIC-84] est valable pour les plages de composition suivantes :

$$10 < Cr < 18\%$$
; $6 < Ni < 12\%$; $0,6 < Mn < 5\%$; $0,3 < Si < 2,69\%$; $0,004 < C < 0,12\%$; $0,01 < N < 0,06\%$.

La température pour laquelle une déformation vraie de 30% donne naissance à $50\%_{vol}$ de martensite est donnée empiriquement par la formule [PIC-84] :

$$Md_{30}(^{\circ}C) = 413 - 462(\%C + \%N) - 0.2(\%Si) - 8.1(\%Mn) - 13.7(\%Cr) - 0.5(\%Ni) - 18.5(\%Mo)$$

Pour une température inférieure à 0,5 fois la température de fusion, pour une austénite stable à énergie de défaut d'empilement élevée, le glissement de dislocations parfaites est le mécanisme principal de déformation plastique, et il n'y a a priori pas apparition de martensite de déformation. Au contraire, pour une austénite à faible énergie de défaut d'empilement, des modes de déformation tels que la transformation martensitique, le micromaclage et la dislocations parfaites. Deux transformations martensitiques sont alors possibles : obtention de martensite α ' (cubique centrée) et/ou obtention de martensite ϵ (hexagonale), suivant l'un des schémas suivants :

$$\begin{array}{c} \gamma \rightarrow \varepsilon \\ \gamma \rightarrow \alpha^{\prime} \\ \gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha^{\prime} \end{array}$$

De ces trois phases, seule la martensite α' est ferromagnétique. Il existe de plus presque toujours une relation d'orientation cristallographique de type Kurdjumov Sachs entre γ et α' [LAC-90] :

$$\left(0\,\overline{1}\,1\right)_{\!\alpha}$$
 // $\left(1\,\overline{1}\,1\right)_{\!\gamma}$ et $\left[1\,1\,1\right]_{\!\alpha}$ // $\left[0\,1\,1\right]_{\!\gamma}$

Dès les faibles taux de déformation, il peut y avoir formation de martensite ε à l'intérieur des bandes de glissement parallèles aux plans {111} de l'austénite, avec la relation d'orientation :

$$(0\ 0\ 0\ 1)_{\varepsilon}$$
 // $(1\ \overline{1}\ 1)_{\gamma}$ et $[1\ 1\ \overline{2}\ 0]_{\varepsilon}$ // $[0\ 1\ 1]_{\gamma}$

Enfin, pour un taux de déformation plus élevé, des lattes de martensite α ' peuvent se former à l'intérieur des plaquettes de martensite ε (souvent à l'intersection de ces plaquettes).

La fraction volumique de phase α ', parce que magnétique, peut être facilement détectée dans la matrice austénitique (amagnétique) par des instruments de type ferritescope. La phase ε est plus difficile à détecter, car elle ne possède pas de caractéristique particulière. La martensite de déformation se présente en général sous forme d'aiguilles de taille nanométrique, difficiles à observer par des moyens autres que la microscopie électronique à transmission.

Yahiaoui [YAH-79] entre autres, qui a étudié la fissuration par fatigue de deux aciers inoxydables austénitiques de types 304 L et 316 L, montre que l'acier 304 L est plus instable que le 316 L, et donc plus sensible à la transformation martensitique. Dès les très faibles déformations, les défauts d'empilement se multiplient suivant des bandes parallèles et donnent naissance à la phase ε , laquelle favorise ensuite l'apparition de la phase α '. Aux fortes déformations, seule la phase α ' subsiste. Ces travaux, effectués à température ambiante, conduisaient à des taux de transformation martensitique importants : la martensite α ' était détectée par diffraction de rayons X.

D'après Teterek [TET-98] et Maxwell [MAX-74], il existe deux types de martensite de déformation α' : la martensite *assistée par la déformation* et la martensite *induite par la contrainte*.

La martensite assistée par la déformation est morphologiquement semblable à la martensite qui peut se former par trempe. Elle résulte d'une germination et d'une croissance spontanées, dès que le niveau de déformation atteint est suffisamment élevé pour fournir l'énergie requise.

La martensite induite par la contrainte est une conséquence directe de la déformation plastique, et sa morphologie est différente. Les sites potentiels de germination sont alors les bandes de glissement, les macles, les fautes d'empilement, et éventuellement la martensite ε .

D'après Bayerlein et al. [BAY-89], dans l'acier 304 L à température ambiante, la transformation martensitique est à l'origine d'un durcissement cyclique secondaire très marqué en fatigue oligocyclique, dès des amplitudes de déformation $\Delta \varepsilon_p/2 > 0.3\%$. Cette transformation martensitique partielle conduit à une forte augmentation des caractéristiques mécaniques de l'acier (résistance à la traction et limite d'élasticité) [LAC-90].

II.1.4 Caractéristiques mécaniques et physiques

II.1.4.a Caractéristiques mécaniques

Les aciers inoxydables austénitiques ont, avant tout procédé de durcissement, une limite d'élasticité $Rp_{0,002}$ inférieure à 300 MPa, et une résistance à la rupture R_m inférieure à 650 MPa. Ces propriétés peuvent être fortement améliorées par durcissement de solution solide, par durcissement d'écrouissage, ou par durcissement de précipitation.

Durcissement de solution solide

Il s'agit d'un durcissement de solution solide par les interstitiels, azote, carbone ou bore. Le durcissement dû à l'azote est le plus efficace : il permet d'accroître $Rp_{0,002}$ de 50 MPa environ par 0,1% d'azote [LAC-90].

Des formules prédictives permettent d'évaluer les caractéristiques de traction des aciers inoxydables austénitiques en fonction de la composition (en % massique), du taux de ferrite et du diamètre moyen du grain d'austénite. Ainsi, on a :

$$\begin{split} Rp_{0,002}(MPa) &= 15,4 \ [4,4 + 23(\%C) + 32(\%N) + 1,3(\%Si) + 0,24 \ (\%Cr) + 0,94(\%Mo) + 1,2(\%V) + 0,29(\%W) + 2,6(\%Nb) + 1,7(\%Ti) + 0,82(\%Al) + 0,16(\%f) + 0,46 \ d^{-1/2}] \end{split}$$

$$\begin{split} R_m(MPa) &= 15,4 \ [29 + 35(\%C) + 55(\%N) + 2,4(\%Si) + 0,11(\%Ni) + 1,2(\%Mo) + 5(\%Nb) + 3(\%Ti) + 1,2(\%Al) + 0,14(\%f) + 0,82 \ t^{-1/2}] \end{split}$$

avec %f le pourcentage de ferrite résiduelle, d (mm) le diamètre moyen du grain et t (mm), l'espacement des macles. Les macles de refroidissement n'existent toutefois que pour les aciers inoxydables austénitiques à faible énergie de faute d'empilement.

Durcissement par écrouissage

Les aciers inoxydables austénitiques durcissent fortement par écrouissage. Dans l'exemple de la Figure II-5, des opérations de laminage à froid ou de tréfilage peuvent faire passer la résistance à la rupture R_m d'un acier X1 CrNi18-10 de 600 à plus de 1500 MPa. Ceci se fait au dépend de la ductilité A%.



Figure II-5 : Courbe d'écrouissage d'un acier X1 CrNi 18-10 [LAC-90]

Durcissement par précipitation

La précipitation intragranulaire de précipités à base de C, N, B, V, Nb et Ti, durcit les aciers inoxydables austénitiques à haute température, d'autant plus que ces précipités sont petits, nombreux et bien répartis, ce qui explique l'intérêt porté à des aciers de type AISI 316 LN enrichis en azote vis à vis de leur résistance au fluage en particulier. Les fins précipités répartis uniformément dans la matrice servent d'obstacles au mouvement des dislocations [DEG-87].

II.1.4.b Propriétés physiques

Coefficient de dilatation thermique

Rappelons que le coefficient de dilatation thermique linéaire α d'un matériau est défini par :

$$\alpha = \frac{L_t - L_{20}}{L_{20} (t - 20)}$$
 où L₂₀ est la longueur à 20°C et L_t la longueur à la température t (en °C).

Les aciers inoxydables austénitiques ont un coefficient linéaire moyen de dilatation élevé, de l'ordre de 18.10⁻⁶ /°C, ce qui les rend sensibles à tout problème lié à des variations de température, comme la fatigue thermique.

Un indice de sensibilité à la fatigue thermique, fonction de α , a été défini par Buessem [BUE-56] :

$$R = \frac{R_{p0,2} k}{E\alpha}$$
 où k est la conductivité thermique du matériau.

Le matériau est d'autant plus résistant à la fatigue thermique que cet indice est élevé (conductivité thermique élevée et coefficient de dilatation faible).

Énergie de faute d'empilement

C'est en fonction de l'énergie de faute d'empilement que les aciers inoxydables austénitiques seront plus ou moins sensibles à la transformation martensitique (cf. § II.1.3) : une énergie de faute d'empilement faible facilite la dissociation des dislocations, repoussant le glissement dévié vers les plus hautes déformations, les

plus hautes températures et les plus basses vitesses de déformation, et facilite donc la transformation martensitique locale au sein des bandes de glissement.

L'énergie de faute d'empilement des aciers inoxydables austénitiques peut être reliée à la composition par une relation empirique [LAC-90] :

EDE $(mJ.m^{-2}) = 25,7 + 2(\%Ni) + 410(\%C) - 0,9(\%Cr) - 77(\%N) - 13(\%Si) - 1,2(\%Mn)$

II.2 Caractérisation microstructurale et mécanique du matériau 304 L étudié

Quatre nuances d'aciers ont été étudiées dans ce travail.

Le matériau principal de cette étude est un acier inoxydable austénitique de type 304 L, hypertrempé à une température de 1100°C.

Ses performances seront comparées à celles d'un autre acier de type 304 L, le 304 L - C utilisé dans le cadre du projet DOMZOME pour d'autres études en fatigue thermique, ainsi qu'à celles d'un acier inoxydable austénitique de type 316 L(N) SPH, c'est à dire un acier 316 à bas carbone et à azote contrôlé de spécification Superphénix, qui a fait l'objet de nombreux essais de fatigue thermique dans le laboratoire. Cet acier sera désigné dans la suite par 316 L(N). Enfin, un dernier acier de type 304 L, le 304 L - B, qui présentait quelques défauts de composition (teneur en soufre trop élevée, et teneur en nickel trop basse), a été utilisé pour des essais de qualification, et sera aussi brièvement présenté.

II.2.1 Caractérisation microstructurale

II.2.1.a Compositions chimiques

La composition du 304 L (objet principal de l'étude) a été déterminée d'une part par EDF, d'autre part par l'Institut de Soudure (IS). Ces deux compositions sont données dans le Tableau II-1. La composition de l'acier 304 L - B a été donnée par le fournisseur (Aciers Durant Frères), celle de l'acier 304 L - C par EDF. Dans le Tableau II-1, la désignation des matériaux suivant leur code interne CEA est également donnée.

référence	code CEA	С	Mn	Si	Cr	Ni	Мо	S	Р	Cu	AI	В	N	Fe
304 L (EDF)	849	0,026	1,49	0,52	19,23	9,45	0,24	0,002	0,027	-	-	-	0,064	Bal
304 L - B	835	0,024	1,980	0,19	18,0	8,15	-	0,027	0,038	-	-	-	-	Bal
304 L - C	943	0,029	1,86	0,37	18,0	10,0	-	0,004	0,029	0,02	-	-	0,056	Bal
316 L(N)	263	0,024	1,82	0,46	17,44	12,33	2,30	0,001	0,027	0,20	-	0,0008	0,06	Bal

Tableau II-1 : Compositions en % massique des différents aciers inoxydables austénitiques étudiés

Le Tableau II-2 présente les compositions spécifiques pour le nucléaire d'après le code de dimensionnement des centrales de type REP, le RCC-M [RCC-M-88]².

référence	С	Mn	Si	Cr	Ni	Мо	S	Р	Cu	AI	В	Ν	Fe
Spécif 304 L	0,030	2,00	1,00	17,00	9,00	-	0,030	0,040	1,00	-	-	-	Bal
	max	max	max	à	à		max	max	max				
				20,00	12,00								
Spécif 316 L	0,035	2,00	1,00	17,00	11,50	2,25	0,030	0,040	1,00	-	-	0,080	Bal
	max	max	max	à	à	à	max	max	max			max	
				18,20	12,50	2,75							

Tableau II-2 : Spécifications de compositions en % massiques données dans le code RCC-M [RCC-M-88]

Les compositions des aciers 304 L (analyse EDF) et 316 L(N) étudiés respectent les spécifications RCC-M. L'acier 304 L – B a une teneur en soufre élevée, cependant dans la fourchette donnée par la spécification. En revanche, sa teneur en nickel est inférieure à la limite basse de la spécification. Le risque en ce qui concerne la teneur en soufre est la présence d'inclusions de sulfure de manganèse qui sensibilisent l'acier à la corrosion par piqûres (cf. § II.1.1).

² RCC-M : Règles de Conception et de Construction des îlots nucléaires de type REP

L'acier 304 L se présente sous la forme d'une tôle d'épaisseur 30 mm. Les différentes orientations sur cette tôle seront désignées par : L pour le sens long, T pour le sens travers long et S pour le sens travers court. Les plans de prélèvement des éprouvettes sont fournis en Annexes A.7 et A.8, et l'orientation des éprouvettes prélevées est présentée en Planche Annexe 1.

II.2.1.b Taux de ferrite

De la composition de l'acier dépend sa teneur en ferrite résiduelle (cf. le diagramme de Pryce et Andrews, Figure II-3 p. 39). Le taux de ferrite de l'acier 304 L est non négligeable (de 1 à 4%). La ferrite est répartie de façon inégale dans la tôle. Elle se présente sous la forme de plaques étendues par le laminage (Figure II-6). La fraction volumique de ferrite, mesurée par un ferritescope de type Fisher (Figure II-7), est plus importante au centre de la tôle que sur les bords, du fait d'un refroidissement plus lent. Si une deuxième phase magnétique existe (martensite α' , oxydes magnétiques...), le taux de ferrite peut être en réalité inférieur au taux mesuré.



Figure II-6 : Microstructure de l'acier 304 L



Figure II-7 : Évolution du taux de ferrite dans les 15 mm centraux de l'épaisseur (30 mm) de la tôle (acier 304 L)

La présence de ferrite résiduelle améliore la soudabilité du matériau. Elle peut jouer sur sa résistance à la fatigue. Ainsi, Byung Sup Rho et al. [BYU-00] ont montré qu'en fatigue oligocyclique, sur un acier 304 L à 300

et à 600°C en milieu air, pour $\Delta \varepsilon_t = 4$ %, les éprouvettes prélevées avec la ferrite δ perpendiculaire à l'axe de sollicitation ont des durées de vie nettement inférieures à celles des éprouvettes pour lesquelles la ferrite est parallèle à l'axe de sollicitation. Les interfaces ferrite/austénite sont alors des sites d'amorçage précoce de fissures, à cause de l'incompatibilité des déformations entre les deux phases.

Tous les aciers de type 304 L ne présentent pas cette ferrite résiduelle. Dans notre étude, l'acier 304 L - C n'en présente que très peu, de même que l'acier 304 L - B. L'acier 316 L(N) est, de par sa composition, exempt de ferrite résiduelle.

Dans le cadre de cette étude, nous nous intéresserons à l'influence des îlots de ferrite sur l'amorçage et la propagation des fissures des réseaux de fissuration par fatigue thermique.

II.2.1.c Étude morphologique

Afin de voir si la présence des îlots de ferrite perturbe la distribution des tailles des grains d'austénite, nous avons établi des histogrammes de tailles de grain suivant les différentes directions de la tôle, dans les plans sens long / sens travers long (LT), sens long / sens travers court (LS) et sens travers court / sens travers long (ST).

La présence des îlots de ferrite peut aussi jouer sur la taille et la forme des grains d'austénite. Nous avons quantifié la distribution des tailles de grains suivant les différentes directions de la tôle. Une hypothèse en effet généralement admise est que la distribution des tailles de grains suit une loi log normale. Nous avons voulu vérifier cette hypothèse dans le cas de l'acier 304 L.

Nous avons comparé les histogrammes de tailles de grains austénitiques mesurées par analyse d'images à des distributions log normales théoriques ayant la même moyenne et le même écart type. Une loi log-normale est une loi de la forme :

$$f(x) = \frac{\exp\left(-0.5\left(\frac{(\ln(x) - m)}{s}\right)^2\right)}{xs\sqrt{2\pi}}$$

où $m = \ln\left(\frac{E(x)^2}{\sqrt{\sigma^2 + E(x)^2}}\right)$ et $s = \sqrt{\ln\left(\frac{\sigma^2 + E(x)^2}{E(x)^2}\right)}$ avec σ l'écart type et E l'espérance mathématique de

la série. Dans notre cas, tous les évènements sont équiprobables, l'espérance mathématique est donc égale à la moyenne.

Pour comparer les distributions expérimentale et théorique, nous utilisons le test de Kolmogorov-Smirnov qui compare la série expérimentale et la loi log-normale par la formule :

$$c = \frac{\max(|proba_{théorique} - proba_{expérimentale}|)}{\sqrt{\frac{n_1 n_2}{2n_1}}}$$

où n_1 est la population de la série expérimentale et n_2 la population de la série théorique.

Si c < 1,36, la distribution expérimentale et la loi log-normale sont considérées comme équivalentes.

Les histogrammes de tailles de grains obtenus sur les trois faces orientées (LT) (LS) et (ST) sont présentés Figure II-8 à Figure II-10. Seule la face (LT) présente un histogramme de tailles de grains d'austénite parfaitement assimilable à une loi log normale.



Figure II-8 : Distributions expérimentale et théorique des tailles de grain d'austénite dans un plan (LS) – c = 1,79 > 1,36 : distribution non assimilable à une loi log-normale



Figure II-9 : Distributions expérimentale et théorique des tailles de grain d'austénite dans un plan (LT) - c = 1 < 1,36 : distribution assimilable à une loi log-normale



Figure II-10 : Distributions expérimentale et théorique des tailles de grain d'austénite dans un plan (SL) – c = 1,21 < 1,36 : distribution assimilable à une loi log-normale

La Figure II-10 montre que la valeur de c pour le plan est proche de la valeur limite 1,36. Si l'on regarde d'une part les distributions de tailles de grains d'austénite mesurées dans le sens travers long, et celles des tailles de grains mesurées dans le sens travers court, on obtient la Figure II-11 suivante.



Figure II-11 : Distributions expérimentales et théoriques des dimensions de grain d'austénite sur les plans sens travers court / sens travers long, suivant le sens travers long et suivant le sens travers court

La distribution n'est pas une distribution log-normale dans le sens travers court, qui est celui le plus perturbé par les îlots de ferrite ; elle est en revanche log normale dans le sens travers long.

La ferrite résiduelle joue donc de façon non négligeable sur la taille des grains d'austénite.

II.2.1.d Précisions sur la composition chimique de chacune des deux phases

L'observation au Microscope Electronique à Balayage (MEB) d'un échantillon poli, mais non attaqué, dans le plan (SL), nous a permis de mettre en évidence en électrons rétrodiffusés, d'une part la ferrite, et d'autre part des indications sur les différences de composition entre austénite et ferrite.

La ferrite qui, sans attaque, ne peut être distinguée de l'austénite ni sous microscope optique ni sous MEB en électrons secondaires, apparaît en gris foncé sur les images MEB en électrons rétrodiffusés, ce qui traduit une différence de composition sensible entre les deux phases. Des pointés de spectrométrie de rayons X par dispersion d'énergie (X-EDS)³ ont été réalisés dans les bandes de ferrite et dans l'austénite : la composition de chacune des phases en éléments principaux est donnée dans le Tableau II-3. Les spectres sont donnés en Figure II-12 ainsi que les cartographies aux rayons X des éléments Fe, Ni et Cr sur une plage mixte ferrite – austénite (Figure II-13).



Figure II-12 : Spectres d'émission X de l'austénite (en vert et bleu) et de la ferrite (en rouge) - acier 304 L

³ Energy Dispersion Spectrometry



Figure II-13 : Image MEB en électrons rétrodiffusés et cartographies X des raies Kα de Ni et Cr

Sur la Figure II-13, la ferrite apparaît en bandes sombres sur l'image en électrons rétrodiffusés. Dans les images suivantes, plus l'élément est présent, plus l'intensité d'émission est importante, et donc plus la zone est claire. On voit ainsi que la ferrite contient plus de chrome (élément α -gène) et moins de nickel (élément γ -gène) que l'austénite, comme le confirme le Tableau II-3.

	Mn	Cr	Ni	Fe	Si
Ferrite	1,45	26,09	4,46	67,35	0,65
Austénite	1,66	19,32	8,65	69,83	0,54

Tableau II-3 : Compositions des phases ferrite et austénite (principaux éléments seulement, % massique) de l'acier 304 L

Enfin, nous avons observé certaines inclusions sphériques, de taille variable (de quelques microns à 20 microns environ), de type oxydes d'aluminium et calcium (Figure II-14). Nous n'avons observé qu'une seule inclusion composée de Ti et de Nb (ce type d'inclusion semble très rare) et aucune inclusion de sulfure de manganèse, ce qui est sans doute lié à la très faible teneur en soufre de cet acier (0,002%).



Figure II-14 : Spectre d'émission X d'une inclusion d'oxyde d'aluminium (acier 304 L)

II.2.2 Caractérisation mécanique

Nous allons maintenant nous concentrer sur la caractérisation mécanique du matériau 304 L, en considérant successivement sa résilience, ses caractéristiques de traction, et son comportement en fatigue oligocyclique et en fissuration par fatigue sur éprouvettes compactes de traction (CT).

II.2.2.a Caractéristiques de traction monotone

Six essais de traction monotone ont été effectués sur des éprouvettes cylindriques de diamètre 10 mm (Figure II-15), à trois températures : l'ambiante, 200°C, et 320°C. Toutes les éprouvettes ont été prélevées dans le sens travers long (cf. Annexe A.7). La machine d'essai est une machine électromécanique INSTRON de capacité 250 kN. Les essais sont pilotés à vitesse de déplacement de traverse imposée, de 1.10^{-4} s^{-1} , ce qui correspond à 0,3 mm/mn, sans extensomètre (à l'exception des essais sur les éprouvettes 304 L-14 et 304 L-12). Les résultats

obtenus sont consignés dans le Tableau II-4. La Figure II-16 présente les débuts des courbes conventionnelles de traction à 20°C et à 320°C pour les essais menés avec extensomètre.



Figure II-15 : Géométrie des éprouvettes de traction monotone

N° éprouvette	Température en°C	Rp _{0.2} en MPa	R _m en MPa	A%
304 L-14	20	278	643	86,9
304 L-15	20	288	622	78,2
valeur moyenne	20	283	632,5	82,6
304 L-10	200	202	459	48,0
304 L-13 ⁴	200	202	459	48,0
valeur moyenne	200	202	459	48
304 L-9	320	171	456	43,2
304 L-12	320	163	461	42,0
valeur moyenne	320	167	458,5	42,6





Figure II-16 : Débuts des courbes conventionnelles de traction sur acier 304 L, à 20°C et à 320°C

Le Tableau II-4 montre qu'il y a peu de dispersion sur les caractéristiques de traction aux températures étudiées. Les caractéristiques retenues dans la suite seront les caractéristiques moyennes données également dans ce tableau.

Ces résultats sont comparés aux caractéristiques mécaniques minimales communes au 304 L et au 316 L, spécifiées pour ces matériaux par le code de dimensionnement des centrales nucléaires de type REP (code RCC-M [RCC-M-88]) dans le Tableau II-5. Les aciers étudiés correspondent bien aux spécifications du code.

⁴ Les deux essais ont bien effectivement donné les mêmes valeurs numériques !

	R _{p0,2} e	n MPa min.		A% min.	R _m min. en MPa
	ambiante	350°C	long	Travers	
Code 304 L	278	163 à 320°C	-	42 à 320°C	622 à 20°C
Code 304 L - B	324	-		54	606
Code 316 L(N)	312	-		78	611
Spécif. (mini)	> 175	> 105	> 45 > 40		> 490

Tableau II-5 : Principales caractéristiques mécaniques, comparaisons entre valeurs expérimentales minimales et spécification du code RCC-M

II.2.2.b Caractérisation en résilience

Huit essais de résilience ont été effectués sur éprouvettes Charpy KCU dont la géométrie est présentée en Figure II-17, quatre à température ambiante et quatre à 320°C. Elles ont été prélevées dans le sens travers long (cf. plan de prélèvement, Annexe A.7). Les éprouvettes sont toutes non rompues. Le Tableau II-6 donne les résultats des essais. Les énergies sont celles lues au cadran du mouton pendule Charpy utilisé (de capacité 358 J). Ces énergies sont nettement supérieures aux énergies minimales préconisées par la norme à température ambiante (à savoir 80 J en sens long et 50 J en sens travers).



Figure II-17 : Géométrie des éprouvettes de résilience Charpy U

N° Eprouvette	Température (°C)	KCU (J)
304 L-5	20	>134
304 L-7	20	>138
304 L-2	20	>134
304 L-3	20	>135
moyenne		>135,3
304 L-4	320	>120
304 L-1	320	>144
304 L-8	320	>149
304 L-6	320	>151
moyenne		>141

Tableau II-6 : Essais	de résilience : énergies	lues sur le cadran ((éprouvettes non rompues)
-----------------------	--------------------------	----------------------	---------------------------

II.2.2.c Caractérisation en fatigue oligocyclique isotherme à 165 et 320°C

Méthodologie expérimentale

Les éprouvettes de fatigue oligocyclique sont des éprouvettes cylindriques de diamètre utile 8 mm. Leur géométrie est présentée en Figure II-18. Toutes les éprouvettes ont été prélevées dans le sens travers long (cf. plan de prélèvement, Annexe A.7). La partie calibrée des éprouvettes est de 16 mm de longueur, pour des congés de raccordement de 32 mm de rayon conforme à la norme A 03-403 [AFN-90]. Les essais ont été conduits sur des machines électromécaniques de type Mayes ESM 100 de capacité +/-100 kN, asservies en déformation. La variation de déformation totale longitudinale $\Delta \varepsilon_t$ est mesurée directement sur la partie cylindrique de l'éprouvette par un capteur capacitif de base de mesure 10 mm.

Pour les deux températures testées, les conditions d'essais sont les suivantes : milieu air, pilotage en déformation totale imposée, signal triangulaire, avec $R_{\epsilon} = -1$, vitesse de déformation totale 2.10^{-3} s^{-1} . Les niveaux de déformation totale testés sont faibles ($\Delta \epsilon_t \le 1\%$).

L'objectif de ces essais est de connaître le comportement du matériau à deux températures peu étudiées jusqu'alors, qui correspondent aux températures maximale (320°C) et minimale (165°C) des essais de fatigue thermique réalisés dans notre étude (cf. chapitre III).



Figure II-18 : Géométrie des éprouvettes de fatigue oligocyclique

La variation de déformation élastique est calculée par la loi de Hooke à partir de la variation de contrainte $\Delta \sigma$ et du module d'Young E à la température considérée : $\Delta \varepsilon_e = \Delta \sigma / E$.

La variation de déformation plastique est ensuite obtenue par différence : $\Delta \varepsilon_p = \Delta \varepsilon_t - \Delta \varepsilon_e$.

Les valeurs du module d'Young pour l'acier 304 L aux deux températures considérées ont été déterminées suivant le code RCC-MR⁵ [RCC-MR-93], puis comparées aux valeurs proposées par le code RCC-M⁶.

Dans le code RCC-MR, entre l'ambiante et 375°C, le module d'Young E, en MPa, est déterminé pour le 304 L par la formule suivante (avec la température en °C) :

 $E_{temp} = 196\ 000\ -72,423\ (Temp.\ -20),\ soit\ E_{320} = 174\ 000\ MPa\ et\ E_{165} = 186\ 000\ MPa.$

Le RCC-M ne propose qu'une table de valeurs tous les 50°C, sans règle d'interpolation entre ces valeurs. Néanmoins, une interpolation linéaire donne : $E_{320} = 174700$ MPa et $E_{165} = 186450$ MPa.

La divergence entre ces deux méthodes est de moins de 4%. Dans la suite, ce sont les valeurs données par le RCC-MR qui ont été retenues.

Le cycle stabilisé (N_s) est conventionnellement pris à $N_{25}/2$, avec N_{25} le nombre de cycles correspondant à une chute de 25% de la contrainte maximale de traction par rapport au maximum de cette contrainte pendant l'essai. N_R est le nombre de cycles à rupture.

Essais de fatigue oligocyclique à 320°C

Six essais ont été menés à 320°C, pour six variations de déformation totale imposée comprises entre 0,3 et 1%. Nous pouvons constater que les trois plus faibles niveaux de déformation présentent un phénomène de durcissement secondaire. Pour les trois plus faibles niveaux de déformation, la contrainte maximale n'est plus atteinte au bout de quelques cycles mais en fin d'essai (Figure II-19). Ce phénomène avait déjà été constaté sur des aciers inoxydables austénitiques : par Wood sur un 316 L à 550°C [WOO-83], par Ogawa sur un 304 à 600° [OGA-85], et par Alain sous vide entre 300 et 500°C sur un 316 L [ALA-97]. Ce phénomène a surtout été étudié sous vide. Il est attribué à un ancrage des dislocations mobiles par les éléments interstitiels [GER-93] [GER-97] et se traduirait à l'échelle du Microscope Electronique en Transmission par l'apparition d'une structure dite corduroy ou « côte de velours ». Il s'agirait d'une structure composée d'alignements de très petits défauts, qui se développerait progressivement aux faibles amplitudes de déformation, de préférence à haute

⁵ RCC-MR : Règles de Conception et de Construction des îlots nucléaires de type RNR

⁶ RCC-M : Règles de Conception et de Construction des îlots nucléaires de type REP (rappel)

température. La présence de martensite de déformation est parfois aussi évoquée pour expliquer le durcissement secondaire [GAN-92].

Cependant, nous travaillerons en fatigue thermique dans le domaine des petites déformations (dans le domaine de la fatigue à endurance limitée) aussi avons-nous choisi d'établir la loi d'écrouissage cyclique dans le domaine qui nous intéressera dans la suite, à savoir $\Delta \varepsilon_t/2 < 0.3\%$.



Figure II-19 : Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles, pour les essais à 320°C

L'ensemble des résultats de ces essais à 320°C est consigné dans le Tableau II-7.

Repère éprouvette	Variatio	Variation de déformation en %			Am	plitude	de co	ntrainte	e en MPa	l	Nomb	ore de
	Totale	Plastique	Elastique	Au cycle stabilisé (N _s)		Au premier 1⁄4 de cycle		Contrainte maximale		cycles à rupture		
	$\Delta \epsilon_t$	$\Delta \epsilon_{p}$	$\Delta \epsilon_{e}$	σ_t	σ_{c}	∆σ/2	σ_{a0}	ε _{pa0}	$\Delta\sigma_{\text{max}}/2$	Nb de cycles	N _R	N ₂₅
304 L-9	1,00	0,745	0,255	223	220	222	174	0,40	252	35	8930	8930
304 L-14	0,80	0,558	0,242	212	209	211	178	0,30	232	42	13380	13147
304 L-8	0,60	0,364	0,236	207	204	206	180	0,20	210	40	38524	37350
304 L-2	0,50	0,267	0,233	203	202	203	158	0,16	209	41829	84142	83658
304 L-5	0,40	0,173	0,227	197	198	197	155	0,11	202	166129	187332	186224
304 L-12	0,30	0,078	0,222	192	194	193	153	0,06	192	347000	347000	-
											non rompue	

Tableau II-7 : Résultats des essais de fatigue oligocyclique à 320°C

Essais de fatigue oligocyclique à 165°C

Sept essais ont été menés à 165°C, aux mêmes niveaux de déformation qu'à 320°C. A 165°C, seul le plus faible niveau de déformation ($\Delta \varepsilon_t = 0,3\%$) semble présenter un durcissement secondaire (Figure II-20). L'ansemble des régultats est consigné dans le Tableau II %

L'ensemble des résultats est consigné dans le Tableau II-8.



Figure II-20 : Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles, pour les essais à 165°C

Repère éprouvette	Variatio	on de défor %	mation en		Ampl	itudes	de co	ntrainte	es en MP	а	Nomt	ore de
	Totale $\Delta \epsilon_t$	Plastique $\Delta \epsilon_{p}$	Elastique $\Delta \epsilon_{e}$	Au cycle stabilisé (N _s)		Au premier ¼ de cycle		A contrainte maximale		cycles à rupture		
				σ_t	σ_{c}	Δσ/2	σ_{a0}	ε _{pa0}	$\Delta\sigma_{\text{max}}/2$	Nb de cycles	N _R	N ₂₅
304 L-6	1,00	0,733	0,267	248	248	248	210	0,39	259	25	10202	10140
304 L-7	0,80	0,565	0,235	219	219	219	212	0,29	243	24	19080	18023
304 L-11	0,60	0,383	0,217	198	206	202	198	0,19	211	29	79161	75690
304 L-1	0,60	0,392	0,208	193	193	193	198	0,19	219	14	52282	45441
304 L-3	0,50	0,299	0,201	187	187	187	196	0,15	210	11	108492	93000
304 L-13	0,40	0,203	0,197	184	184	184	193	0,10	205	8	169600	168799
304 L-10	0,30	0,110	0,190	173	179	176	173	0,06	181	5	362010 non	-
											rompue	

Tableau II-8 : Résultats des essais de fatigue oligocyclique à 165°C

Courbes d'écrouissage et de résistance à la fatigue

Courbes et lois d'écrouissages monotone et cyclique

Deux courbes d'écrouissages sont présentées (Figure II-21et Figure II-22) : la courbe d'écrouissage monotone (1), provenant des données au premier quart de cycle, et la courbe d'écrouissage cyclique (2), à partir des données à mi-durée de vie définie à $N_s = N_{25}/2$. Cette définition du cycle stabilisé est conventionnelle, on ne tient donc pas compte du phénomène de durcissement secondaire observé dans certaines conditions. Pour les essais non rompus, les valeurs utilisées sont prises à la moitié des nombres de cycles effectués.

On suppose que les courbes monotones σ_{ao} - ε_{pao} et cycliques σ_a - ε_{pa} peuvent être approximées par des droites en diagrammes logarithmiques et donc que l'on peut définir des lois d'écrouissages monotone et cyclique respectivement de la forme :

(1) $\sigma_{a0} = K. \epsilon_{pa0}^{n}$ loi d'écrouissage monotone (2) $\sigma_a = K'.\epsilon_{pa}^{n'}$ loi d'écrouissage cyclique



où n et n' sont appelés exposants d'écrouissages monotone et cyclique respectivement, et K et K' sont appelés coefficients d'écrouissages monotone et cyclique respectivement.

Figure II-21 : Courbes d'écrouissages monotone et cyclique à 165°C



Figure II-22 : Courbes de consolidation monotone et cyclique à 320°C

A la température de 165°C, deux domaines apparaissent pour l'écrouissage cyclique, celui des « faibles » déformations, jusqu'à $\Delta \varepsilon_t = 0,6\%$, et celui des « fortes » déformations au-delà. Nous définissons alors deux lois différentes. Le Tableau II-9 résume les valeurs des paramètres de ces lois, avec σ exprimé en MPa et ε en %.

Temp.	Consolidation mo	notone : σ_{a0} = K. ε_{pa0}^{n}	Consolidation cyclique : $\sigma_a = K' \cdot \varepsilon_{Da}^{n'}$					
(°C)	K	n		К'	n'			
165	235,8	0,0994	ε _{ta} ≤ <u>+</u> 0,3%	214,0	0,0673			
			ε _{ta} ≥ <u>+</u> 0,3%	366,9	0,397			
320	194,6	0,0913		229,1	0,0574			

Tableau II-9 : Paramètres des lois d'écrouissages monotone et cyclique de l'acier 304 L à 165 et 320°C (σ exprimé en MPa et ε en %)

Courbes d'endurance

Les courbes de résistance à la fatigue oligocyclique (Figure II-23) sont modélisées selon les relations classiques de Manson-Coffin et de Basquin, reliant respectivement les variations de déformation plastique et élastique aux nombres de cycles à rupture.

 $\begin{array}{ll} \Delta \epsilon_p = C_p \; N_{25}{}^{\text{-m}} & \text{relation de Manson-Coffin} \\ \Delta \epsilon_e = C_e \; N_{25}{}^{\text{-p}} & \text{relation de Basquin} \\ \text{d'où } \; \Delta \epsilon_t = C_p \; N_{25}{}^{\text{-m}} + C_e \; N_{25}{}^{\text{-p}} \end{array}$

Les paramètres C_p , C_e , m et p déterminés par régressions linéaires pour les deux températures sont donnés dans le Tableau II-10, avec $\Delta \varepsilon$ exprimé en %.



Figure II-23 : Modélisation de la résistance à la fatigue par les relations de Manson-Coffin et de Basquin

Temp.	Manson-Coffin	: $\Delta \varepsilon_p = C_p N_{25}^{-m}$	Basquin : Δε _e = C _e N ₂₅ ^{-p}			
(°C)	Cp	m	Ce	р		
165	82,9	0,505	0,578	0,0899		
320	116,5	0,552	0,335	0,0324		

Tableau II-10 : Paramètres des lois de résistance à la fatigue oligocyclique de l'acier 304 L, à 165 et 320°C (Δε exprimé en %)

Loi de comportement

Les essais de fatigue oligocyclique sont utilisés pour déterminer la loi de comportement élasto-plastique du matériau, qui sera par la suite utilisée dans la modélisation des essais de fatigue thermique. Nous avons choisi d'utiliser une loi à 5 paramètres, à écrouissages isotrope et cinématique non linéaire à un centre. Cette loi présente l'avantage de bien représenter le comportement du matériau, à l'exception du durcissement secondaire. Elle néglige en revanche tout effet de viscosité. Nous avons estimé que ce choix offrait un compromis raisonnable entre représentativité de la loi et complexité.

L'écrouissage isotrope traduit la dilatation de la surface de charge. Il permet de décrire un durcissement ou un adoucissement du matériau : l'écrouissage isotrope intervient donc sur l'ensemble du cyclage (on peut considérer qu'il n'évolue pas sur un cycle). Nous n'avons pas tenu compte du durcissement secondaire observé pour les essais à faible $\Delta \varepsilon_t$, afin de ne pas alourdir les calculs ultérieurs par éléments finis. De plus, vu les valeurs des déformations dans les éprouvettes de fatigue thermique de l'étude, nous n'avons considéré, pour définir la loi, que les essais à $\Delta \varepsilon_t \leq 0,6$ %.

Le critère de non-plasticité s'exprime par :

$$f\left(\overline{\overline{\sigma}}, \overline{\overline{X}}, R\right) = \sigma_2\left(\overline{\overline{\sigma}}, \overline{\overline{X}}\right) - R(p) \le 0$$

où $\sigma_2(\overline{\overline{\sigma}} - \overline{\overline{X}})$ est l'invariant d'ordre 2 du tenseur $\overline{\overline{\sigma}} - \overline{\overline{X}}$, avec $\overline{\overline{\sigma}}$ et $\overline{\overline{X}}$ respectivement tenseur des contraintes et variable cinématique.

La *variable d'écrouissage isotrope R* s'exprime en fonction de la déformation plastique cumulée p. Elle est définie par la loi d'évolution :

$$dR = b(R_m - R)dp$$

soit, après intégration :

$$R = R_0 + (R_m - R_0).(1 - e^{-bp})$$

où R_0 est la valeur initiale, R_m la valeur asymptotique atteinte lorsque la déformation plastique cumulée est suffisamment grande, et b une constante caractéristique du matériau.

L'écrouissage cinématique non-linéaire \overline{X} traduit le déplacement du centre de la surface de charge. Il est défini par la loi :

$$d\overline{X} = 2/3 C d\varepsilon_p - \gamma X dp$$

En supposant dp = $\nu d\epsilon_p$ avec $\nu = \pm 1$ (+1 en traction, -1 en compression), et X₀ et ϵ_{p0} les conditions initiales on obtient :

$$X = v \frac{\mathbf{C}}{\gamma} + (X_0 - v \frac{\mathbf{C}}{\gamma} \mathbf{e}^{-v \cdot \gamma \cdot (\varepsilon_p - \varepsilon_{p0})})$$

Ainsi la contrainte s'écrit :

$$\sigma = \mathbf{X} + \mathbf{v}\mathbf{R}(\mathbf{p})$$

Cette loi a été déterminée à partir des essais de fatigue oligocyclique à 165°C, température minimale des essais de fatigue thermique, et l'on supposera qu'elle est applicable tout au long du cycle en température évoluant entre 165°C et 320°C.

Pour identifier les 5 paramètres de cette loi, la première étape est la détermination des 3 paramètres de la variable d'écrouissage isotrope : R_0 , R_m et b. Pour différentes valeurs de $\Delta \epsilon_t \le 0.6\%$, et pour différentes nombres de cycles, on calcule p et R (en fait $R_{0.02\%}$). Puis on détermine par la méthode des moindres carrés les valeurs des paramètres R_0 , R_m et b (Figure II-24).



Figure II-24 : Evolution de la variable d'écrouissage isotrope R en fonction de la déformation plastique cumulée, comparaison points expérimentaux / modèle

Le premier jeu de paramètres ainsi obtenu pour l'écrouissage isotrope est :

- $R_0 = 126 \text{ MPa}$
- $R_m = 114 \text{ MPa}$
- B = 0,0053 (p en %)

La deuxième étape est la détermination des paramètres de la variable d'écrouissage cinématique (C, γ). Pour les déterminer, on simule deux demi-cycles (la partie en traction du cycle de fatigue oligocyclique) et on applique la méthode des moindres carrés sur *les 5 paramètres*. La Figure II-25 montre la comparaison des demicycles simulés et expérimentaux pour deux valeurs de $\Delta \varepsilon_t$.



a) $\Delta \varepsilon_t = 0.6 \%$



b) $\Delta \varepsilon_t = 0.3 \%$

Figure II-25 : Demi-cycle d'hystérésis de chargement : comparaison expérience / modèle

Le jeu de paramètres final est :

- $R_0 = 130 \text{ MPa}$
- $R_m = 101 \text{ MPa}$
- b = 0.018 (pour p en %)
- C = 99 900 MPa
- γ =1292

remarque : Il est très difficile d'ajuster les 5 paramètres de manière très satisfaisante. Il est vrai que le jeu de paramètres final donne des résultats relativement moyens pour $\Delta \varepsilon_t = 0.6\%$.

II.2.2.d Essais de fissuration par fatigue sur éprouvettes CT

L'objectif de cette campagne d'essais est de déterminer les lois de Paris (stade II de propagation) du matériau 304 L à l'ambiante et à 320°C.

Les essais sont réalisés conformément à la norme AFNOR A 03-404 [AFN-91].

Les éprouvettes utilisées sont de type CT 25 à entaille mécanique courte. Leur géométrie est présentée en Figure II-26. Le rapport initial a_0/W est de 0,3, avec a_0 la longueur de l'entaille mécanique et W la largeur de l'éprouvette. Les essais sont réalisés sur une machine servo-hydraulique INSTRON de capacité 100 kN. Le suivi de fissure est effectué par la méthode de la complaisance. Les essais à l'ambiante sont de plus suivis par méthode électrique de mesure de la différence de potentiel.



Figure II-26: Géométrie des éprouvettes CT 25 utilisées

Les essais de fissuration sont menés en deux phases.

La première phase de l'essai consiste en une phase de préfissuration. Cette préfissuration est effectuée à l'ambiante pour toutes les éprouvettes. Elle est réalisée à variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK décroissante : une valeur de ΔK initiale de 24 MPa.m^{1/2} permet d'amorcer rapidement la fissure en fond d'entaille, sans trop plastifier. En fin de préfissuration, le rapport a/W est de 0,36, et le ΔK est inférieur à 15 MPa.m^{1/2}. Cette valeur correspondra au ΔK initial de la deuxième phase de l'essai de fissuration.

Après la préfissuration, les éprouvettes sont placées pendant deux heures dans un four à 320°C, afin de marquer par une légère oxydation le front de fissure correspondant à la fin de la préfissuration.

La deuxième phase correspond à l'essai de fissuration proprement dit. Il est piloté en charge. La variation de charge $\Delta P = P_{max} - P_{min}$ est maintenue constante, de même que le rapport de charge $R_p = P_{min}/P_{max} = 0,1$. Il s'agit donc d'un essai à ΔK croissant. La plage de ΔK ainsi couverte est comprise entre 15 et 40 MPa.m^{1/2} environ.

Le choix du niveau de chargement utilisé s'est effectué conformément à la norme [AFN-91]. Les paramètres des lois de Paris ont été déterminés par la méthode de la sécante préconisée par la norme (détaillée en Annexe G2).

Essais de fissuration par fatigue à l'ambiante

Les essais à l'ambiante ont été réalisés avec une variation de charge ΔP de 13 120 N. En fin de domaine de validité de l'essai au sens de la norme, un marquage du front de fissure a été réalisé par changement de rapport R_p (de $R_p = 0,1$ à $R_p = 0,4$). Les longueurs en fin de préfissuration et en fin d'essai sont déterminées par la méthode des neuf points. Ces longueurs, ainsi que les paramètres de la loi de Paris déduits des essais sont rassemblés dans le Tableau II-11. Les paramètres de la loi de Paris sont donnés pour da/dN en mm/cycle et ΔK en MPa.m^{1/2}.

N° éprouvette	Fin de préfissuration		Fin d'essai		Loi de Paris da/dN = C (ΔK) ⁿ		
	a (mm)	a/w	a (mm)	a/w	С	п	R^2
304 L-53	18,7	0,373	37,6	0,75	3,03 10 ⁻⁹	3,31	0,92
304 L-54	18,4	0,367	33,6	0,67	3,13 10 ⁻⁹	3,32	0,95

Tableau II-11 : Résultats des essais de fissuration par fatigue sur éprouvettes CT à l'ambiante : paramètres de la loi de Paris et coefficients de corrélation

Essais de fissuration par fatigue à 320°C

Les essais de fissuration par fatigue à 320°C ont été réalisés avec un ΔP de 13120 N. Les paramètres des lois de Paris déduites des essais sont donnés en Tableau II-12. Les lois à 20 et à 320°C sont présentées en Figure II-27.

N° éprouvette	Fin de préfissuration		Fin d'essai		Loi de Paris da/dN = C (ΔK) ⁿ		
	a (mm)	a/w	a (mm)	a/w	С	n	R^2
304 L-50	18,6	0,371	32,4	0,647	1,19 10 ⁻⁹	3,68	0,85
304 L-51	18,5	0,369	33,6	0,673	3,78 10 ⁻¹⁰	4,04	0,98
304 L-52	18,2	0,364	33,3	0,665	3,74 10 ⁻¹⁰	4,04	0,99

Tableau II-12 : Résultats des essais de fissuration par fatigue sur éprouvette CT à 320°C : paramètres de la loi de Paris et coefficients de corrélation



Figure II-27 : Lois de Paris établies sur éprouvettes CT à l'ambiante et à 320°C

Faciès de rupture

Les Figure II-28 présente l'allure des faciès de rupture observés à la loupe binoculaire à l'ambiante et à 320°C. Les différentes zones (entaille, préfissuration, zone de propagation par fatigue) sont très marquées et facilement discernables.



Figure II-28 : Faciès de rupture d'éprouvettes CT : (a) essai à 320°C (b) essai à l'ambiante (c) représentation schématique

Synthèse et résumé :

>Quatre nuances d'aciers inoxydables austénitiques sont étudiées ici, une nuance principale, et trois nuances à des fins de comparaison. Elles sont dénommées 304 L, 304 L-B, 304 L-C et 316 L(N) respectivement. Seule la nuance principale 304 L a été caractérisée microstructuralement et mécaniquement.

Les aciers inoxydables austénitiques sont de structure CFC ; ils ne présentent pas de transition fragile / ductile, et possèdent de bonnes propriétés mécaniques qui peuvent être fortement améliorées par des procédés de durcissement. Ils ont un coefficient moyen de dilatation thermique élevé, ce qui les rend sensibles à la fatigue thermique. Ils sont sensibles à la transformation martensitique par refroidissement à basse température ou par déformation plastique.

≻Le matériau 304 L, principalement étudié dans ce travail, est fourni sous forme de tôle laminée. Il présente un taux de ferrite résiduelle variant de 1% en peau à près de 4% à cœur. Cette ferrite se présente sous la forme de galettes aplaties par le laminage. La présence de ferrite résiduelle influe sur la distribution des tailles de grains d'austénite.

≻En fatigue oligocyclique isotherme pilotée en déformation totale purement alternée, à 320°C et à 165°C, un phénomène de durcissement secondaire apparaît au cours du cyclage pour les plus faibles niveaux de déformation. Ce phénomène est plus marqué à 320°C qu'à 165°C.

>Une loi de comportement à 5 paramètres à écrouissage isotrope et à écrouissage cinématique à un centre a été déterminée pour la nuance 304 L à 165°C à partir des essais de fatigue oligocyclique isotherme.

➢Des essais de fissuration par fatigue sur éprouvettes CT, à l'ambiante et à 320°C, ont permis de déterminer les lois de Paris de la nuance 304 L à ces deux températures.

Dans ce chapitre, nous avons caractérisé principalement le matériau 304 L, et donné quelques informations sur le comportement des autres matériaux de l'étude. Nous allons, dans le chapitre III, présenter le corps de notre étude, c'est à dire les essais de fatigue thermique, l'étude de la fissuration multiple et la modélisation des essais. Nous utiliserons pour ces modélisations la loi de comportement élastoplastique du matériau déterminée dans le chapitre II.

SOMMAIRE DETAILLE DU CHAPITRE III

SOMMAIRE DU CHAPI	TRE III	
III FNDOMMACEME	NT AMORCACE ET PROPAGATION EN FATIGI	IF THERMIOUE 65
III.1 METHODOLOGIE E	XPERIMENTALE	65
III.1.1 DISPOSITIF SPLAS	SH	
III.1.2 PREPARATION DE	L'ESSAI	
III.1.3 CONDITIONS D'ES	SAIS	
III.1.4 OBSERVATIONS EI	N COURS D'ESSAI	
III.1.5 OBSERVATIONS EI	N FIN D'ESSAI	69
III.2 ENDOMMAGEMEN'	Г PRECURSEUR	69
III.2.1 LIGNES DE GLISSE	MENT	
III.2.2 OXYDATION		71
III.3 AMORÇAGE		
III.3.1 NOMBRE DE CYCL	ES A L'AMORÇAGE	71
III.3.2 SITES D'AMORÇAG	JE	73
III.4 PROPAGATION DES	S RESEAUX	74
III.4.1 OBSERVATIONS Q	UALITATIVES	
III.4.1.a Observations mi	crostructurales	75
III.4.1.b Interaction des f	issures et coalescence	77
III.4.1.c Développement	des réseaux	
III.4.2 ANALYSE QUANTI	TATIVE	
III.4.2.a Construction du	réseau en surface	
III.4.2.b Observations en	profondeur	
III.4.2.c Conclusion de l'	analyse quantitative	
III.4.3 ANALYSES FRACT	OGRAPHIQUES	
III.5 MODELISATION		
III.5.1 ANALYSE RCC-M	ET PREDICTION DE L'AMORÇAGE	
III.5.1.a Présentation de l	analyse RCC-M	
III.5.1.b Fatigue oligocyc	clique isotherme	
III.5.1.c Fatigue thermiqu		
III.5.2 MODELISATION D	E L'ESSAI SPLASH	
III.5.2.a Principe		
III.5.2.b Evolution des te	mpératures	
III.5.2.c Champs de cont	rainte et de déformation	

PLANCHE 1

DISPOSITIF D'ESSAI $\ensuremath{\mathsf{SPLASH}}$: description et nomenclature





Nomenclature relative à la partie centrale de l'éprouvette



III Endommagement, amorçage et propagation en fatigue thermique

Ce chapitre est consacré à la partie « essais et modélisation de la fatigue thermique » de cette étude.

Dans un premier temps, nous avons pour objectif de reproduire des réseaux de faïençage thermique semblables à ceux apparus en service sur les composants des centrales de type REP⁷, d'étudier les conditions d'amorçage de tels réseaux, et d'analyser leurs paramètres morphologiques.

Dans un deuxième temps, après cet effort de compréhension des phénomènes mis en jeu lors de l'apparition et de la formation des réseaux, nous cherchons à prévoir l'amorçage puis, après amorçage, à évaluer les risques de propagation traversante dans les canalisations. Pour cela nous déterminons expérimentalement les profondeurs maximales atteintes par les fissures des réseaux, et calculons par éléments finis les contraintes l'origine de cette propagation.

Ce chapitre s'articule en cinq parties.

Nous décrivons tout d'abord en III.1 le dispositif expérimental SPLASH utilisé pour reproduire les réseaux de faïençage thermique, ainsi que le protocole expérimental associé.

Les résultats d'observations sur éprouvettes sont ensuite présentés. Nous décrivons l'endommagement précurseur de la fissuration (III.2), puis l'amorçage des premières fissures (III.3), pour arriver au réseau (III.4). Celui-ci est caractérisé par un certain nombre de paramètres morphologiques, en surface et en profondeur (III.4.2) ; enfin, les faciès de rupture sont analysés (III.4.3).

Dans une dernière partie, les principes d'une prévision analytique de l'amorçage et d'une modélisation thermomécanique de l'essai SPLASH sont décrits et les résultats commentés (III.5).

III.1 Méthodologie expérimentale

L'objectif de ce paragraphe est de décrire le dispositif d'essai de fatigue thermique SPLASH, son fonctionnement, et la méthodologie expérimentale associée.

III.1.1 Dispositif SPLASH

Le dispositif SPLASH, dérivé de celui de Marsh [MAR-81], 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 REP, ou dans les zones de stratification thermique des RNR⁸. Il est présenté en Planche 1.

Le principe est le suivant :

L'éprouvette, de type prismatique, est chauffée de façon continue par effet Joule à la température T_{max} , et refroidie localement cycliquement par projection d'un brouillard d'eau sur les deux faces latérales, jusqu'à ce que la température locale en surface soit égale à T_{min} .

L'éprouvette, de dimensions 240x20x30 mm³, est maintenue en place au niveau des têtes, mais non bridée. Le chauffage se fait avec un fort courant (de l'ordre de 2000 A) sous quelques volts de tension. Il est régulé par une mesure de la température au cœur de l'éprouvette, grâce à un thermocouple brasé en profondeur à l'intersection des deux axes de symétrie (cf. planche 1, TC n°9).

Deux *fenêtres de trempe*, sur les deux faces latérales opposées, sont refroidies simultanément et cycliquement par aspersion par un mélange d'eau distillée et d'air comprimé. Cette aspersion est réalisée à l'aide de pistolets.

Par convention, on appellera, dans la suite de l'étude, *face gauche* et *face droite* les deux faces de l'éprouvette soumises à l'aspersion cyclique, les qualificatifs « gauche » et « droite » faisant référence à la position de l'éprouvette montée dans le dispositif SPLASH (l'accessibilité dans la zone d'essai ne pouvant se faire que par l'avant, cf. planche 1). Cette distinction sera soigneusement conservée jusque dans les analyses les plus fines, de façon à pouvoir mettre en évidence un éventuel écart entre les conditions d'essais sur les deux faces.

La *zone de trempe* (cf. partie inférieure de la planche 1) est définie comme la portion de surface de l'éprouvette qui est impactée par le mélange eau distillée / air comprimé. Cette zone de trempe est refroidie cycliquement. Un gradient (Figure III-1) 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 trempe et la zone qui l'entoure. Les

⁷ REP : Réacteur à Eau Pressurisée

⁸ RNR : Réacteur à Neutrons Rapides

entraves à la dilatation thermique sont donc internes à l'éprouvette, ce qui fait rentrer notre dispositif dans la catégorie des *essais de fatigue sous contraintes thermiques* définie par Spera [SPE-76].

Deux types d'éprouvettes sont utilisés sur le dispositif SPLASH : les éprouvettes témoins et les éprouvettes d'essais (Figure III-2 et Figure III-3 respectivement).

Les *éprouvettes témoins* sont destinées aux réglages en température du cycle d'essai. Des thermocouples de type K (chromel / alumel) sont brasés au centre de chaque *zone de trempe*, et en profondeur à mi-épaisseur, à 2, 3, et 7,5 mm sous la surface. Enfin, deux thermocouples (n°9 et 4) donnent les informations nécessaires à la régulation de l'effet Joule d'une part, et à la mise en œuvre d'un coupe-circuit en température d'autre part : si la température de l'éprouvette mesurée par le thermocouple 4 s'élève au-dessus d'une valeur seuil préalablement définie (en cas de thermocouple de régulation 9 défectueux par exemple), le chauffage se coupe automatiquement.

Cette instrumentation permet la mesure du gradient de température qui s'établit en profondeur dans l'éprouvette.



Cycles thermiques pour Tmax = 320°C et ΔT = 200°C

Figure III-1 : Évolution des températures en fonction du temps : en surface, et à 2, 3 et 7,5 mm sous la surface

La Figure III-1 présente les évolutions des températures d'une éprouvette témoin sur 4 cycles, données par le thermocouple de surface et les thermocouples à 2, 3 et 7,5 mm de profondeur. Un cycle comprend la phase de trempe de 0,25 s et la remontée en température de 7,5 s, soit une durée totale de 7,75 s. Précédemment, la puissance électrique (effet Joule) sur SPLASH était constante, et le partage du cycle entre refroidissement et chauffage déterminé de telle sorte qu'en fin de la période de chauffage, la température en surface soit redevenue égale à la température maximale de l'essai. Cependant, il s'est avéré qu'une dérive des températures maximales était possible (par exemple, en fonction des conditions atmosphériques de température et d'humidité, la trempe et la convection de l'air pouvaient voir leur efficacité diminuer, aussi avons nous préféré installer une régulation sur la puissance électrique.

Un régime stabilisé en températures maximale et minimale est atteint au bout d'une dizaine de cycles environ.

Les conditions d'un essai SPLASH sont, d'une part la température maximale de l'essai (T_{max}), et d'autre part la variation de température en surface (ΔT) durant un cycle. Les thermocouples brasés en surface permettent de connaître avec précision le ΔT imposé à la surface de l'éprouvette. Les pistolets doivent donc être réglés de façon à ce que le ΔT corresponde aux conditions voulues. Les thermocouples en profondeur donnent une information sur le gradient de température, et ils permettent de vérifier que l'éprouvette témoin et l'éprouvette d'essai subissent les mêmes sollicitations thermiques. En effet, les éprouvettes d'essais ne disposent pas de thermocouple brasé en surface, pour éviter un amorçage prématuré de fissure au niveau du thermocouple, ni de thermocouple à 2 mm de profondeur, pour éviter de gêner la propagation des fissures (qui peuvent atteindre cette profondeur).



N°TC	Х	Y	Z	Diamètre du trou usiné		
	(mm)	(mm)	(mm)	pour le TC (mm)		
4	0	35	10	1,1		
6	15	0	10	Brasé dans rainure 0,6x0,6x70		
7	12	0	10	0,6		
8	7,5	0	10	1,1		
9	0	0	10	1,1		
10	-15	0	10	Brasé dans rainure 0,6x0,6x70		
11	-12	0	10	0,6		
12	13	2,5	10	0,6		
13	-13	2,5	10	0,6		

Figure III-2 : Géométrie d'une éprouvette SPLASH témoin et tableau d'implantation des thermocouples



Figure III-3 : Géométrie d'une éprouvette SPLASH d'essai et tableau d'implantation des thermocouples

Tous les 50 000 cycles (soit 4 jours et demi environ), l'éprouvette d'essai est temporairement démontée pour observation et remplacée temporairement par l'éprouvette témoin pour contrôle des paramètres d'essais et nouveaux réglages éventuels.

Comme chaque éprouvette est sollicitée sur deux faces opposées, chaque essai fournit deux réseaux obtenus dans les mêmes conditions thermiques. La nomenclature des réseaux utilisée plus loin indique le matériau, le numéro de l'éprouvette, et un indice g ou d pour face « gauche » ou « droite ».

Les détails de fonctionnement du dispositif SPLASH (acquisition des données, sécurité en température, obtention de l'eau distillée) ont fait l'objet de la rédaction d'un protocole expérimental donné en Annexe D.

III.1.2Préparation de l'essai

Les éprouvettes ont été prélevées en sens travers de la tôle, de telle sorte que le sens de propagation en profondeur des fissures des réseaux de faïençage thermique soit le sens long de la tôle (cf. plan de prélèvement Annexe A7 et Planche Annexe 1). Ainsi, les îlots de ferrite ne constituent pas des obstacles à la propagation en profondeur des fissures. Ils sont néanmoins susceptibles de constituer des obstacles à la propagation en surface.

Les deux faces de trempe d'une éprouvette SPLASH font l'objet d'une finition poli miroir par polissage électrolytique. Avant l'essai, chaque zone de trempe est observée à la loupe binoculaire et au microscope

optique. Ces observations permettent d'apprécier l'état de surface initial de l'éprouvette, de prendre connaissance de l'existence éventuelle d'imperfections telles que soufflures, éraflures ou éclaboussures de brasure. De plus, une cartographie initiale des taux de ferrite mesurés au ferritescope de type Fischer est établie sur les zones de trempe, aux points d'intersection des barreaux d'une grille de pas 3 mm.

III.1.3Conditions d'essais

Rappelons que trois nuances d'aciers de type AISI 304 L ont été testées, respectivement désignées 304 L (matériau principal de l'étude), 304 L - B et 304 L - C (cf. Chapitre II).

L'objectif de l'étude était de se placer dans des conditions les plus proches possibles des conditions présumées du tronçon RRA⁹ des REP sur lequel des réseaux de faïençage thermique ont été observés en service. Néanmoins, la température maximale de 180°C étant impossible (car trop basse) à garder pour avoir des cycles correctement définis avec notre dispositif SPLASH, nous avons opté pour le choix de la température maximale de fonctionnement des REP, soit 320°C, comme température maximale de nos essais. Trois variations de température ont été étudiées : $\Delta T = 200$, 150 et 125°C. Rappelons que ces variations de température sont celles mesurées sur la zone de trempe au cours d'un cycle. Le Tableau III-1 définit l'ensemble des essais réalisés, classés par matériau, ΔT croissant, et nombre total de cycles croissant (et non dans l'ordre chronologique de leur réalisation).

N° éprouvette	Matériau	T _{max} (°C)	∆T (°C)	Nfinal
304 L-34	304 L	320	125	500 000
304 L-30	304 L	320	150	66 000
304 L-27	304 L	320	150	300 000
304 L-33	304 L	320	150	300 000
304 L-28	304 L	320	150	350 000
304 L-32	304 L	320	150	500 000
304 L-35	304 L	320	150	700 000
304 L-23	304 L	320	200	150 000
304 L-31	304 L	320	200	300 000
304 L – C-09	304 L – C	320	150	80 000
304 L – C-10	304 L – C	320	200	60 000
316 L(N)-27	316 L(N)	320	150	300 000

Tableau III-1 : Récapitulatif des conditions des essais de fatigue thermique SPLASH

L'essentiel des essais a été réalisé sur le matériau principal de l'étude, l'acier 304 L.

L'essai sur l'acier 316 L(N) avait pour objectif de donner un point de comparaison entre le 304 L et le 316 L(N) dans les mêmes conditions d'essais, sachant que la majorité des essais antérieurs sur le dispositif SPLASH avaient été menés sur cet acier 316 L(N), mais avec un T_{max} de 550°C (correspondant à des conditions de fonctionnement de type RNR).

Les deux essais sur l'acier 304 L - C ont été menés jusqu'à amorçage du réseau. L'objectif était de mettre en évidence un éventuel effet de coulée au niveau du nombre de cycles à l'amorçage, et de disposer d'un essai directement comparable à d'autres essais de fatigue thermomécanique réalisés par le Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris [HAD-03] dans le cadre du même programme d'étude DOMZOME.

Au total, ces essais représentent quelques 3 605 000 cycles, soit plus de 10 mois et 21 jours de fonctionnement machine 24 heures sur 24.

III.1.4Observations en cours d'essai

Après réglage des paramètres d'essai sur éprouvette témoin, l'éprouvette d'essai est mise en place. L'acquisition des températures des thermocouples n° 7, 11 et 8 aux profondeurs 3 et 7,5 mm permet de vérifier qu'il n'y a pas d'écart significatif entre les champs de température de l'éprouvette témoin et ceux de l'éprouvette d'essai.

Un des objectifs étant de déterminer avec précision l'amorçage et le nombre de cycles à l'amorçage, l'essai doit être interrompu fréquemment pour observation des surfaces sollicitées. Ces observations pré-amorçage nous fournissent des indications sur ce que nous appellerons l'*endommagement précurseur de l'amorçage*.

Pour détecter l'amorçage des réseaux, une période de 10 000 cycles entre observations successives est en général adoptée. A la fin de chaque période, l'essai est interrompu et l'éprouvette est démontée, pour

⁹ Circuit de Refroidissement du Réacteur à l'Arrêt
observation à la loupe binoculaire d'abord, au microscope optique ensuite. Dans la première partie de la durée de vie de l'éprouvette (en dessous de 50 000 cycles) la formation d'oxydes en surface au niveau de la zone de trempe n'est pas significative, les deux faces de l'éprouvette peuvent être observées directement, sans préparation supplémentaire. En revanche au-delà de 50 000 cycles, pour pouvoir détecter l'amorçage éventuel de fissures, un léger polissage mécanique doit être effectué avec une suspension diamantée de granulométrie 9 μ m.

Avant amorçage, l'évolution de l'endommagement se manifeste par l'émergence progressive de lignes de glissement.

L'amorçage est défini comme la détection en microscopie optique d'au moins une fissure.

Après amorçage, le réseau s'étend progressivement en surface. Le suivi de cette progression est encore effectué à la loupe binoculaire et/ou au microscope optique à faible grossissement (x25), mais à intervalles plus espacés, à savoir tous les 25 000 cycles.

Le tableau de l'ensemble des observations qui ont été menées est donné en Annexe B. Ce suivi donne des informations sur la formation des réseaux et leurs évolutions en surface.

III.1.5Observations en fin d'essai

Après essais, les éprouvettes sont étudiées de la façon suivante : une éprouvette pour essai de flexion (cf. géométrie en Annexe A.6.1.) est prélevée sur un côté de l'éprouvette contenant un premier réseau, tandis que le deuxième réseau est destiné à une analyse morphologique. Un exemple de plan de prélèvement des réseaux est donné en Annexe A10.1.

Le réseau prélevé pour analyse morphologique va tout d'abord être désoxydé chimiquement. Cette désoxydation permet de mettre en évidence toutes les fissures du réseau (y compris les moins ouvertes) ainsi que les traces d'endommagement précurseur qui étaient dissimulées sous la couche d'oxyde. Cette désoxydation s'effectue au tampon, à l'aide d'une solution composée de 20 cm³ d'acide chlorhydrique, de 80 cm³ d'eau distillée et de 0,2 g d'hexaméthylène tétramine.

Après observation de la surface, relevé du réseau et mesure du magnétisme par ferritescope, l'analyse en profondeur du réseau peut être effectuée. Il s'agit de polir graduellement le réseau parallèlement à la surface de l'éprouvette, de façon à observer le réseau à différentes profondeurs. Les réseaux ainsi analysés l'ont été tous les 100 µm de profondeur environ. Le tableau des observations en profondeur est donné en Annexe C.

La méthodologie expérimentale ayant ainsi été exposée, nous allons dans les paragraphes suivants décrire l'endommagement précurseur, puis l'amorçage, et enfin la propagation des réseaux observés.

III.2 Endommagement précurseur

L'endommagement précurseur de l'amorçage se manifeste principalement par l'apparition et l'intensification de lignes de glissement émergeant en surface au cours du cyclage, mais aussi par l'oxydation de surface. Ces deux points vont être successivement détaillés.

III.2.1 Lignes de glissement

Ce stade d'endommagement est décrit à partir d'observations effectuées sur différentes éprouvettes en 304 L, pour $T_{max} = 320^{\circ}$ C et $\Delta T = 150^{\circ}$ C, et pour différents nombres de cycles.

Des lignes de glissement apparaissent très tôt dans la durée de vie de l'éprouvette. Elles sont le signe de l'existence d'une déformation plastique du matériau dans la zone de trempe. Ces lignes de glissement sont déjà visibles après 1000 cycles seulement (Figure III-4a), elles s'intensifient au cours des cyclages ultérieurs (Figure III-4b et c). Un seul système de glissement par grain semble d'abord activé, puis, au cours du cyclage, un deuxième système s'active aux environs de 50 000 cycles. Il y a transmission du glissement d'un grain à l'autre, et traversée des macles de refroidissement apparues dans l'austénite lors de l'élaboration (Figure III-5).



Figure III-4 : Éprouvette 304 L-28.g, T_{max} = 320°C, ΔT = 150°C, intensification du glissement plastique au cours du cyclage et apparition de nodules d'oxydes.



Figure III-5 : Eprouvette 304 L-32.d, $T_{max} = 320^{\circ}C$, $\Delta T = 150^{\circ}C$, glissement double, intensification du glissement au cours du cyclage et traversée de macles

La ferrite résiduelle ne présente pas de lignes de glissement en surface.

La phase de glissement double est difficilement observable, car elle se produit simultanément à la croissance d'oxydes en surface. En fin d'essai cependant, après désoxydation, on peut constater que ce glissement double s'est généralisé à toute l'éprouvette.

III.2.2Oxydation

L'essai s'effectuant sous air et sous eau (brouillard), l'oxydation, même s'il s'agit d'un acier inoxydable, est inévitable pour un cycle de température montant jusqu'à 320°C. Cette oxydation va se manifester d'une part par croissance d'une couche d'oxyde, qui va progressivement recouvrir toute la tache de trempe définie en planche 1, et d'autre part par une légère consommation de matière au niveau des imperfections du matériau (retassures...) (Figure III-6).



Figure III-6 : Éprouvette 304 L-28.g, T_{max} = 320°C, ΔT = 150°C, évolution d'une retassure au cours du cyclage et développement de la couche d'oxydes

Sur la Figure III-6, la même retassure est observée après différents nombres de cycles. Après 5 000 cycles (a), des lignes de glissement sont visibles dans beaucoup de grains de la zone observée. Après 10 000 cycles (b), les lignes de glissement se sont intensifiées, et on peut observer que de la matière a été consommée au bord de la retassure (flèche 1). Puis le processus de consommation de matière se poursuit, tandis que la couche d'oxydes se forme progressivement et recouvre les lignes de glissement. Après 25 000 cycles (c), le petit défaut voisin de la retassure principale est absorbé (flèche 2). A 50 000 cycles (d), la retassure s'est arrondie progressivement, tous les angles de matière (rentrants) ayant été consommés. L'occurrence d'un tel phénomène est faible, mais ces défauts, ainsi accentués par l'oxydation, constituent souvent des sites privilégiés d'amorçage en surface (cf. § III.3.2).

III.3 Amorçage

Notre définition de l'amorçage est la suivante : l'amorçage est considéré comme atteint lorsque la surface de l'éprouvette présente une ou plusieurs fissures détectables en microscopie optique. De façon générale l'amorçage ainsi défini est multiple, et les premières fissures détectées ont une longueur en surface d'environ 100 µm.

III.3.1 Nombre de cycles à l'amorçage

Le Tableau III-2 présente les nombres de cycles à l'amorçage, N_a , en fonction des conditions d'essai, pour les faces gauche et droite des différentes éprouvettes.

L'amorçage n'est pas nécessairement simultané sur les deux faces sollicitées d'une éprouvette SPLASH. Cependant, l'écart entre les nombres de cycles à l'amorçage des faces gauche et droite n'a jamais dépassé 10 000 cycles (pour 70 000 cycles avant amorçage au minimum). Ceci nous permet, à ce stade de l'étude, de considérer comme tout à fait satisfaisantes les conditions expérimentales et de réglage de l'installation SPLASH (réglage de la position et des jets des deux pistolets en particulier).

N° éprouvette	ΔT	N _a	
	(°C)	gauche	droite
304 L-34	125	190 000	190 000
304 L-30	150	70 000	70 000
304 L-27	150	80 000	90 000
304 L-33	150	70 000	80 000
304 L-28	150	70 000	80 000
304 L-32	150	80 000	80 000
304 L-35	150	80 000	90 000
304 L-23	200	entre 50 000 et 100 000	
304 L-31	200	60 000	60 000
304 L – C-09	150	70 000	80 000
304 L – C-10	200	60 000	60 000
316 L(N)-27	150	80 000	90 000

Tableau III-2 : Nombres de cycles à l'amorçage en fatigue thermique

Plusieurs remarques peuvent être faites immédiatement : tout d'abord, l'essai SPLASH présente une bonne reproductibilité, vu l'assez faible dispersion en termes de nombres de cycles à l'amorçage N_a . A noter que le cas de l'éprouvette 304 L-23 est particulier, puisqu'aucune observation intermédiaire n'a été faite entre 50 000 et 100 000 cycles. L'absence de fissuration à 50 000 cycles, et l'existence d'un réseau déjà bien formé à 100 000 cycles suggèrent que, pour cette éprouvette, N_a est plus proche de 50 000 cycles que de 100 000, ce qui est le cas pour l'autre essai mené à $\Delta T = 200^{\circ}C$ (304 L-31).

En fonction de la variation de température imposée ΔT , les nombres de cycles à l'amorçage N_a peuvent donc être évalués en moyenne à :

- $N_a = 60\ 000$ cycles pour $\Delta T = 200^\circ C$,
- $N_a = 80\ 000$ cycles pour $\Delta T = 150^{\circ}C$,
- $N_a = 190\ 000\ \text{cycles pour }\Delta T = 125^{\circ}\text{C}$ (un seul essai).

Ce dernier niveau de variation de température ne concerne toutefois qu'un seul essai, soit deux réseaux amorcés. Des essais complémentaires permettraient de confirmer qu'il n'y a pas non plus de dispersion importante à ce faible ΔT .

Les essais sur l'acier 316 L(N) et sur l'acier 304 L – C ne se distinguent pas des essais sur l'acier 304 L, aux variations de température étudiées, soit 150°C pour l'acier 316 L(N), et 200 et 150°C pour l'acier 304 L – C. Il semble qu'il n'y a pas d'effet de coulée ni d'effet de nuance d'acier inoxydable sur le nombre de cycles à l'amorçage.

Les nombres de cycles à l'amorçage pour les essais de la présente étude ont été comparés aux nombres de cycles à l'amorçage pour les essais des précédentes études menées sur l'installation SPLASH. Il s'agissait majoritairement d'essais sur l'acier 316 L(N), dans des conditions RNR ($T_{max} = 550^{\circ}$ C).

La Figure III-7 présente la variation de température ΔT en fonction du nombre de cycles à l'amorçage N_a, pour tous les essais sur SPLASH réalisés jusqu'ici. Elle ne prend pas en compte le troisième facteur, à savoir la température maximale, mentionnée en revanche dans la légende. La courbe obtenue est ainsi une sorte de « courbe de Wöhler », qui suggérerait l'existence d'une limite d'endurance à un million de cycles, exprimée en termes de ΔT_D en dessous duquel il n'y aurait pas amorçage.



Figure III-7 : Nombre de cycles à l'amorçage en fonction du ∆T pour l'ensemble des essais SPLASH sur aciers 316 L(N) et 304 L

Dans les études en conditions dites « RNR » sur l'acier 316 L(N), cette valeur limite ΔT_D est comprise entre $\Delta T = 150^{\circ}$ C, variation de température pour laquelle l'amorçage n'a eu lieu qu'une fois sur deux, et $\Delta T = 100^{\circ}$ C où il n'a jamais eu lieu. Dans notre étude en conditions dites « REP », nous avons déterminé que cette valeur était en dessous de $\Delta T = 125^{\circ}$ C, ce qui pourrait laisser supposer une moins bonne résistance du 304 L que du 316 L(N) dans le domaine des grandes durées de vie. Pour confirmer ces résultats, d'autres essais à faible ΔT sur les deux matériaux seraient bien sûr nécessaires.

III.3.2 Sites d'amorçage

L'amorçage en fatigue oligocyclique isotherme a été abondamment étudié dans la littérature. En l'absence de défauts d'usinage, il peut être transgranulaire ou intergranulaire. Lorsqu'il est transgranulaire, il se produit le plus souvent au sein de bandes de glissement persistantes, suivant un mécanisme décrit pour la première fois par Forsyth [FOR-63] sur les alliages d'aluminium, puis sur le cuivre, [POL-85], [MAL-89], et enfin sur de nombreux autres matériaux [FRA-93] [LUK-96] [BAT-97].

La déformation plastique due au cyclage commence par s'accommoder au sein des bandes de glissement, ce qui conduit, par irréversibilité partielle du glissement, à la formation d'intrusions et d'extrusions, suivant le mécanisme schématisé sur la Figure III-8. Les bandes de glissement sont généralement orientées à 45° de la contrainte maximale de traction. Les intrusions deviennent de plus en plus profondes au cours du cyclage, créant ainsi des zones de concentration de contrainte, sites privilégiés d'amorçage des microfissures. Les microfissures qui en résultent se propagent ensuite en surface en suivant l'orientation des bandes de glissement, puis en profondeur en mode II essentiellement, ce qui correspond au stade A de propagation des fissures par fatigue.



Figure III-8 : Schématisation du mécanisme de formation d'intrusions et d'extrusions au sein d'une bande de glissement [LUK-96]

Dans l'éprouvette sollicitée sur l'installation SPLASH, les contraintes sont équibiaxées en surface (cf. § III.5.2), et il ne s'agit pas de fatigue oligocyclique isotherme, mais de fatigue thermique. Néanmoins les bandes de glissement émergées en surface constituent des sites d'amorçage (Figure III-9).



Figure III-9 : Amorçages de fissures sur des lignes de glissement en surface du réseau 304 L-32.d à 500 000 cycles (T_{max} = 320°C, ΔT = 150°C), après désoxydation chimique (images MEB en ES)

Un autre type de site d'amorçage a été observé. Il s'agit d'amorçages multidirectionnels sur des défauts de type soufflure (Figure III-10).



100 000 cycles

Figure III-10 : Amorçages triples sur défauts

70 000 cycles

Sur de tels défauts, l'amorçage est presque toujours triple. La plupart du temps, les trois fissures forment, comme en Figure III-10 (b), des angles voisins de 120°. Cet amorçage à partir d'un défaut semble favorisé par l'agrandissement de ce défaut dû à l'oxydation durant l'essai (cf. § III.2.2). En effet, il se produit sur les défauts les plus grands, bien qu'un diamètre de défaut plus grand et une plus grande sphéricité du défaut conduisent à une diminution de la concentration de contrainte, éventuellement compensée par une plus grande profondeur du défaut.

La présence de ferrite résiduelle ne semble en revanche jouer aucun rôle sur l'amorçage. Les lignes de glissement ne sont a priori visibles que dans l'austénite, et toutes les microfissures observées en surface se sont amorcées dans l'austénite. De plus, aucun amorçage à l'interface austénite / ferrite n'a été détecté.

III.4 Propagation des réseaux

Après l'étude des sites d'amorçage et des nombres de cycles à l'amorçage, nous nous intéressons dans ce paragraphe au développement des réseaux de fissures par faïençage thermique. Nous présenterons successivement des observations qualitatives obtenues par microscopie optique, une analyse quantitative développée par analyse d'images, et une analyse fractographique menée par microscopie électronique à balayage.

III.4.1 Observations qualitatives

Rappelons que le développement des réseaux en surface a été directement suivi pour chaque éprouvette lors des arrêts successifs programmés au cours des essais, et que la morphologie en profondeur de plusieurs réseaux a été étudiée en fin d'essai.

L'amorçage ayant été présenté dans le paragraphe précédent, nous décrivons ici quelques observations microstructurales relatives à la propagation, avant de décrire les réseaux complets.

III.4.1.a Observations microstructurales

Marini [MAR-88] a calculé que les contraintes induites par l'essai SPLASH sont équibiaxées en surface, ce qui devrait conduire à des fissures qui, du moment qu'elles sont perpendiculaires à la surface de l'éprouvette, sont sollicitées en mode I quelle que soit leur orientation en surface. Les contraintes macroscopiques ne devraient donc pas privilégier de direction de propagation des fissures en surface. En revanche, dans les premiers stades de la propagation, quand les fissures sont encore peu profondes (moins d'un grain de profondeur) elles sont encore des « fissures courtes » et leur propagation peut être influencée par la microstructure, en particulier les orientations cristallographiques des grains, les barrières microstructurales telles que les macles, ou les obstacles que peuvent constituer les îlots de ferrite résiduelle.

Lorsqu'on observe la propagation des fissures en surface, on peut constater quelques traces de ces influences. Les joints de grain et la désorientation d'un grain à l'autre semblent jouer un rôle sur la propagation en surface. Par exemple dans le cas présenté Figure III-11, la fissure est orientée dans le grain 1 dans le même sens que le système de lignes de glissement du grain 1, et traverse une macle semble-t-il sans difficulté. Il est impossible de dire a posteriori où a eu lieu l'amorçage de cette fissure, mais comme, dans ce cas, la fissure est plus ouverte au niveau de ce grain 1, nous supposons qu'elle s'est amorcée parallèlement aux lignes de glissement dans ce grain et qu'elle se propage dans les grains suivants. L'orientation de la fissure est perpendiculaire à l'orientation des lignes du glissement du grain 2 : elle garde dans un premier temps son orientation initiale, mais semble subir l'influence de l'orientation du grain 2. A l'approche du grain 3, dont le système de glissement est globalement orienté à 45° du système de glissement du grain 2, la fissure semble dévier, pour que la propagation s'effectue désormais parallèlement au système de glissement du grain 3.



Figure III-11 : Influence des lignes de glissement sur le trajet de fissure, exemple 1, réseau 304 L-32.d, 500 000 cycles

Ces indications ne traduisent bien sûr que des tendances, dans la mesure où nous connaissons seulement la trace en surface des plans de glissement, et pas du tout la taille en profondeur et l'orientation cristalline des grains. Dans d'autres cas, les fissures peuvent sembler ne pas être du tout influencées par les lignes de

glissement. Dans l'exemple 2, Figure III-12, une fissure traverse des lignes de glissement à 90°, tandis qu'une autre suit ces mêmes lignes, et dévie lorsque les lignes de glissement changent elles-mêmes d'orientation lors d'un changement de grain.



Figure III-12 : Influence des lignes de glissement sur le trajet de fissures, exemple 2, réseau 304 L-32.d, 500 000 cycles



Figure III-13 : influence des lignes de glissement sur les trajets de fissures, exemple 3, réseau 304 L-31.d, 300 000 cvcles

Si la ferrite résiduelle ne semblait pas avoir de rôle sur l'amorçage, en revanche elle semble jouer un rôle sur la propagation, en surface comme en profondeur. L'influence des îlots de ferrite sur la propagation semble toutefois plus prononcée en profondeur qu'en surface. Nous illustrons ces différentes influences par les Figure III-14 et Figure III-15.

Dans l'éprouvette SPLASH, le chargement est plus élevé en surface qu'en profondeur, et en fin d'essai les fissures sont très ouvertes. La ferrite résiduelle ne semble jouer aucun rôle particulier en surface, si ce n'est parfois dévier très légèrement la fissure (exemple en Figure III-14).





a)

Le schéma Figure III-14.b permet de mieux visualiser les différents éléments de la micrographie de la Figure III-14.a. En particulier, il permet de distinguer la fissure des îlots de ferrite. La fissure semble traverser l'îlot de ferrite en (1) sans déviation notable, avec une très légère déviation en (2).

Au contraire, en profondeur, là où le chargement, du fait du gradient thermique, est beaucoup plus faible, la ferrite résiduelle semble devenir un obstacle plus important à la propagation (Figure III-15).



(a) 434 microns sous la surface

(b) 533 microns sous la surface

Figure III-15 : Effet de la présence de ferrite résiduelle sur la propagation des fissures, réseau 304 L-27.g, en profondeur, $\Delta T = 150^{\circ}$ C, 300 000 cycles.

Par exemple, sur le réseau 304 L-27.g à 434 microns sous la surface (Figure III-15 a), les fissures traversent certains îlots, ((a) et (b)) pour finalement suivre une interface ferrite / austénite (flèche blanche). A 533 microns sous la surface (Figure III-15 b), l'îlot de ferrite semble cette fois agir comme un obstacle infranchissable : les fissures semblent être arrêtées par l'îlot (flèche blanche) pour finalement repartir dans une autre direction (c), ou s'échapper une fois atteinte l'extrémité de l'îlot (d).

III.4.1.b Interaction des fissures et coalescence

La formation du réseau implique la coalescence des multiples micro-fissures amorcées. Cette coalescence se fait le plus souvent par création de points triples, et rarement par coalescence de deux fissures droites dans le prolongement l'une de l'autre (Figure III-16).



150 000 cycles

200 000 cycles



NECESSITE D'UN POLISSAGE ET D'UNE RETRANSCRIPTION MANUELLE DU RESEAU



avant polissage, surface du réseau 304 L-27.g, à 300 000 cycles ($\Delta T = 150^{\circ}C$)



après polissage



retranscription du réseau observé

1 mm

Formation et intensification du reseau 304 L-27.g en surface au cours du cyclage ($T_{Max} = 320^{\circ}C, \Delta T = 150^{\circ}C$)

Images obtenues sur loupe binoculaire





Réseau retranscrit

125 000 cycles





150 000 cycles





200 000 cycles



EXEMPLE DE RESEAU DE FATIGUE THERMIQUE OBSERVE A DIFFERENTES PROFONDEURS (TMAX = 320° C, Δ T = 200° C)





à 360 µm de profondeur



à 790 µm de profondeur



à 1,25 mm de profondeur

en surface



à 530 µm de profondeur



à 1 mm de profondeur

Sur la Figure III-16, le même réseau en surface est présenté pour des nombres de cycles différents. Nous nous intéressons ici à la coalescence des fissures 1 et 2. A 100 000 cycles, au niveau de la fissure 2, un amorçage au niveau d'un petit défaut est déjà visible. A 125 000 cycles, cette branche de fissure est bien visible, et l'on peut imaginer deux trajets hypothétiques de coalescence entre les fissures 1 et 2. Dès 150 000 cycles, il est visible que la coalescence ne se fera pas suivant l'un des trajets hypothétiques. A 200 000 cycles, la coalescence est effective, alors que la branche de fissure formée dès 100 000 cycles sur la fissure 2 à partir du petit défaut ne s'est pas propagée entre 150 000 et 200 000 cycles. Ceci s'explique par l'effet d'écran : la petite branche de fissure est vraisemblablement complètement déchargée depuis que la branche issue de la fissure 1 lui est parallèle, et ne peut donc plus se propager. Il s'agit là d'un premier exemple du phénomène d'arrêt de fissure par effet d'écran qui sera au centre de nos préoccupations dans le chapitre IV.

III.4.1.c Développement des réseaux

Le développement des réseaux est étudié en surface au cours du cyclage, et après essai par la méthode destructive d'abrasion contrôlée.

Du fait de l'oxydation importante des surfaces lors des arrêts en cours d'essai, il n'est pas possible de traiter directement les images de surface obtenues à la loupe binoculaire ou au microscope optique. Ces images sont donc l'objet d'un traitement manuel préalable. Les réseaux de fissures sont retranscrits à la main sur des transparents qui peuvent ensuite être scannés puis analysés quantitativement. Cette méthode introduit une certaine subjectivité, mais il n'est pas possible de s'en affranchir complètement (Planche 2). Un exemple de la formation et de l'intensification du réseau en surface est donné en Planche 3, tandis que les différentes étapes de l'évolution des autres réseaux est donnée en Annexe B.

Sur les réseaux révélés après abrasion contrôlée, qui ne sont pas oxydés, la même technique a été utilisée. En dessous de quelques centaines de microns d'épaisseur, les fissures ne sont plus suffisamment ouvertes pour être visibles après polissage sans être révélées par une attaque potentiométrique à l'acide oxalique ; or cette attaque révèle aussi la ferrite résiduelle et les joints de grains austénitiques, objets qu'il est difficile d'éliminer par seuillage en analyse d'images. Les réseaux doivent donc être retranscrits manuellement pour qu'un joint de grain ne soit pas pris pour une fissure et réciproquement. Un exemple de retranscription manuelle d'un réseau à différentes profondeurs est présenté en Planche 4, tandis que tous les autres réseaux reconstitués à différentes profondeurs sont donnés en Annexe C.

La planche 3 montre l'évolution en surface au cours du cyclage du réseau obtenu sur la face gauche de l'éprouvette 304 L-27, cyclée à $T_{max} = 320^{\circ}$ C, $\Delta T = 150^{\circ}$ C jusqu'au 300 000^{ième} cycle. La planche 4 montre la morphologie en surface et en profondeur du réseau obtenu sur la face gauche de l'éprouvette 304 L-23 cyclée 150 000 cycles à $T_{max} = 320^{\circ}$ C, $\Delta T = 200^{\circ}$ C.

Si on compare ces réseaux à 150 000 cycles, on constate que le réseau 304 L-23.g ne présente pas de directions privilégiées des fissures, tandis que dans le réseau 304 L-27.g, les directions horizontale et verticale (soit axiale et perpendiculaire relativement à l'éprouvette) semblent privilégiées (cf. schématisation en Figure III-17). Nous rappelons que l'état de surface des éprouvettes avant essai est un poli électrolytique : il n'y a donc pas de stries d'usinage susceptibles, par effet d'entaille, de diriger la propagation.





b) réseau 304 L-27.g, $\Delta T = 150^{\circ}C$

Figure III-17 : Représentation schématique des orientations en surface des fissures de deux réseaux, dans des conditions de sollicitation thermique différentes

L'absence d'orientation privilégiée des fissures et la zone centrale dense en fissures observées sur le réseau 304 L-23.g ($\Delta T = 200^{\circ}$ C) semblent cohérents avec l'équibiaxialité des contraintes engendrées par le mode de sollicitation thermomécanique de la zone de trempe. En revanche, l'existence de directions privilégiées des fissures observées sur le réseau 304 L-27.g ($\Delta T = 150^{\circ}$ C) ne semble pas cohérente avec une équibiaxialité des contraintes engendrées. Cette différence se retrouve toujours entre les réseaux résultant d'un cyclage à $\Delta T = 200^{\circ}$ C et ceux résultant d'un cyclage à $\Delta T = 150^{\circ}$ C.

La modélisation par éléments finis de l'éprouvette devrait peut-être nous permettre de mettre en évidence l'équi-biaxialité ou non des contraintes engendrées par le cyclage thermique, en fonction de la variation de température ΔT .

III.4.2 Analyse quantitative

Afin de caractériser la morphologie des réseaux, différents paramètres ont été définis, calculés et étudiés. Les résultats ont été obtenus grâce à l'utilisation du logiciel d'analyse d'images Aphélion®. Les analyses des images obtenues lors de l'étude ont été faites par G. Veragen (H.E.I.) et G. Legendre (EC Lille), lors de leurs stages respectivement de DEA et de deuxième année d'Ecole d'ingénieur, stages que j'ai encadrés. Ces paramètres nous ont permis d'étudier l'évolution en surface de chacun des réseaux étudiés en fonction du nombre de cycles, et l'évolution en profondeur de ces mêmes réseaux en fin d'essai.

Le Tableau III-3 récapitule les réseaux étudiés et rappelle leurs conditions d'obtention.

N° éprouvette	réseau	analyse en surface	analyse en profondeur	∆T (°C)	N fin d'essai
304 -27	g	Х		150	300 000
	d	Х	Х		
3041-33	g			150	300 000
004 L 00	d		Х	100	000 000
304 -28	g	Х		150	350 000
304 L-20	d	х			
304 -32	g	х		150	500 000
304 E-32	d	Х	х	100	
304 -23	g	Х	Х	200	150 000
504 E-25	d	Х		200	100 000
304 -31	g	Х		200	300 000
304 L-31	d	Х	х	200	
316 L(N)-27	g	Х	Х	150	300 000
	d	х		150	500 000

Tableau III-3 : Réseaux étudiés par analyse d'images et rappel des conditions d'obtention

Des neuf éprouvettes SPLASH testées au-delà de l'amorçage, sept ont fait l'objet d'analyse quantitative. Dans tous les cas, l'évolution en surface des réseaux obtenus sur les deux faces est suivie, mais seul un réseau par éprouvette est analysé en profondeur car la méthode d'analyse par abrasion contrôlée est destructive. Le deuxième réseau est conservé pour des essais de propagation par fatigue isotherme en flexion 4 points (cf. chapitre IV). L'essai 304 L-28 n'a pas été étudié en profondeur par analyse d'image, car un de ses réseaux a été ouvert pour observations fractographiques au MEB de la fissure principale (cf. § III.4.3).

III.4.2.a Construction du réseau en surface

Les différents paramètres analysés en ce qui concerne l'évolution des réseaux en surface sont : l'orientation des fissures, la longueur totale de fissures, la surface fissurée, le nombre de points triples, et la densité de fissuration.

Orientation des fissures

Les orientations des fissures sont déterminées à $\pi/2$ près. L'objectif est d'orienter chaque branche de fissure par rapport aux axes de l'éprouvette. Pour cela, il faut commencer par isoler les branches les unes des autres. Une fonction d'Aphélion permet de définir ce qu'est un point triple, à savoir un point ayant trois voisins. Ce point correspond à une zone de connexion entre plusieurs branches de fissure. Après avoir éliminé ce point triple (Annexe D.5.2), les branches sont déconnectées et peuvent être considérées comme des objets séparés, que nous appelons dans la suite *branches*, tandis que le terme *objet-fissure* désigne l'ensemble des pixels jointifs, c'est à dire une fissure avant son « débranchage » par retrait des points triples. Chaque branche est ensuite approximée par une droite au sens des moindres carrés, et l'angle de cette droite avec l'axe de l'éprouvette définit l'orientation de la branche considérée. Ce processus est répété pour toutes les branches, et permet d'obtenir les diagrammes d'orientation des fissures (branches). Pour établir ces diagrammes, les fissures ont été réparties dans 9 plages angulaires de 10° (0 à 10°, 10 à 20°, ... , 80 à 90°), et la fréquence correspond à la somme des pixels compris dans la plage angulaire considérée par rapport au nombre total de pixels représentant les fissures du réseau. Pour la représentation graphique, le point correspondant à chaque intervalle angulaire a été placé à l'angle α de mi-intervalle : 5°, 15° ... 85°. Une de ces rosaces d'orientation est présentée Figure III-18 et commentée, tandis que les autres sont fournies sur la Planche 5.

ROSACES D'ORIENTATION DES FISSURES EN SURFACE DE 10 RESEAUX EN DEBUT DE FORMATION DU RESEAU ET EN FIN D'ESSAI







Figure III-18 : Rosace d'orientation des fissures en surface du réseau 304 L–28.g, à 150 000 et à 300 000 cycles, sollicité à T_{max} = 320°C et ΔT = 150°C

Chaque rosace d'orientation doit être considérée comme un quart de représentation radar des fréquences d'orientation des fissures. L'abscisse correspond à l'angle 0 modulo $\pi/2$, et l'ordonnée à l'angle 90° modulo $\pi/2$. Les angles 30°, 45° et 60° sont matérialisés par des droites grises. Ainsi par exemple, si l'on regarde sur la Figure III-18 la flèche (a), on voit qu'à 150 000 comme à 300 000 cycles, les fissures dont l'orientation est comprise entre 0 et 10° représentent plus de 20% de la population totale de fissures (0,28 à 300 000 cycles). En revanche, les fissures dont l'orientation est comprise entre 80 et 90° ne représentent que 8% des fissures à 150 000 cycles, flèche (b), et 21% à 300 000 cycles, flèche (c).

Dans toutes les évolutions de l'orientation en surface (planche 5), on remarque qu'à 150 000 ou 200 000 cycles, la direction privilégiée des fissures est l'horizontale (entre 0° et 10°), la direction verticale étant deux fois moins fréquente. La fréquence à 45° est beaucoup plus faible. En termes de sollicitations, le fait que les fissures suivant l'axe de l'éprouvette apparaissent en premier tendrait à prouver que la contrainte d'ouverture de ces fissures (c'est à dire la contrainte perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette) est un peu plus élevée que la contrainte d'ouverture des fissures « verticales ». L'état de contrainte en surface serait bien biaxé, mais pas vraiment équibiaxé, et provoquerait un amorçage plus rapide des fissures « horizontales »

En fin de cyclage (350 000 cycles), les deux directions privilégiées sont encore 0° et 90°. Contrairement au début de cyclage, les deux directions se retrouvent globalement avec la même fréquence.

Si l'on compare les rosaces d'orientation de réseaux obtenus pour les matériaux 304 L et 316 L(N) dans les mêmes conditions ($\Delta T = 150^{\circ}$ C) aux mêmes nombres de cycles (Figure III-19), on ne constate pas d'effet de nuance.



Figure III-19 : Rosaces d'orientation des fissures en surface pour des réseaux obtenus à 300 000 cycles sous $\Delta T = 150^{\circ}C$ - Comparaison entre les aciers 316 L(N) et 304 L

Nous avons vu au paragraphe III.4.1.c que les fissures du réseaux semblaient, dans le cas des essais à $\Delta T = 150^{\circ}$ C, suivre deux directions préférentielles. Cet aperçu qualitatif est confirmé par l'analyse d'image quantitative.

Longueur totale de fissures

La longueur totale de fissures est obtenue en comptant le nombre de pixels et en introduisant une correction d'orientation pour chaque branche (telle que définie en Annexe D.5.3.).

La Figure III-20 donne l'évolution de la longueur totale de fissures, exprimée en mm, pour les 10 réseaux analysés en surface d'éprouvette.

La longueur totale de fissures peut éventuellement rester stable, mais ne peut en aucun cas diminuer. La subjectivité du tracé manuel des réseaux de fissures explique par exemple la redescente de la courbe du réseau 316 L(N)-27.d entre 250 000 et 300 000 cycles. Ces erreurs conduisent à ne pas considérer ces résultats comme absolus, mais comme relatifs.



Figure III-20 : Évolution de la longueur totale de fissures en surface au cours du cyclage

Globalement la longueur totale des fissures augmente jusqu'à 400 000 cycles, le réseau ne se stabilise donc pas en surface avant 400 000 cycles. Ce résultat est en lui même étonnant. En effet, lors d'études précédentes en conditions de type « RNR » ($T_{max} = 550^{\circ}$ C, $\Delta T = 200$ à 250°C), les réseaux se stabilisaient beaucoup plus vite,

autour de 20 000 cycles, et nous avons dû prolonger nos essais bien au-delà. L'essai 304 L-32 a justement été mené au-delà de 350 000 cycles pour tenter d'atteindre cette stabilisation.

La dispersion est importante entre réseaux obtenus dans les mêmes conditions thermiques. Cela vient de la dispersion inhérente à tout essai de fatigue, compte tenu de la multiplicité des paramètres qui peuvent jouer sur la formation des réseaux. Enfin, et bien qu'il n'ait pas été observé de différence significative entre les nombres de cycles à l'amorçage pour les deux faces d'une même éprouvette, les réseaux obtenus sur les faces gauches sont toujours un peu plus développés que les réseaux obtenus sur les faces droites. Tentons d'expliquer ce phénomène. Lors de la calibration de l'essai, une seule mesure de température par face est effectuée en surface, au centre de la tache de trempe. Nous avons vérifié, en retournant l'éprouvette témoin, que les températures indiquées aux centres des deux faces étaient toujours identiques. Cependant, les formes des jets d'air comprimé et d'eau distillée ne sont peut-être pas rigoureusement identiques et le flux d'eau n'est probablement pas uniforme sur toute la zone de trempe. Cela expliquerait la différence systématique de niveau de fissuration entre les deux faces. Pour éclaircir ce point, une cartographie de la zone de trempe sur chaque face, par caméra infrarouge par exemple, serait nécessaire.

Surface de fissuration

La surface de fissuration est définie en Figure III-21 sur un exemple de réseau observé en surface. Cette surface est définie comme l'aire du plus petit polynôme convexe circonscrit au réseau.



Figure III-21 : Définition de la surface de réseau par l'aire du plus petit polygone convexe circonscrit, réseau 304 L-31.g en surface, à 300 000 cycles

Les évolutions des surfaces des réseaux analysés en surface d'éprouvette sont données Figure III-22. L'amorçage se produisant toujours au voisinage du centre de la fenêtre de trempe, ces évolutions traduisent l'extension du réseau vers l'extérieur au cours du cyclage thermique.



Figure III-22 : Évolution de la surface des réseaux au cours du cyclage

Jusqu'à 450 000 cycles, l'aire de la surface des réseaux augmente : les réseaux ne sont donc pas stabilisés, et ils continuent de s'étendre vers l'extérieur de la surface de trempe ; la stabilisation de ce paramètre ne semble atteinte qu'au-delà de 450 000 cycles.

Pour une même condition de sollicitation, la dispersion entre les différentes éprouvettes est importante. Par exemple, sur l'acier 304 L pour un ΔT de 150°C, la surface fissurée à 300 000 cycles peut varier d'un facteur 2 (59 mm² pour le réseau 304 L-28.d contre 113 mm² pour le réseau 304 L-27.g). Par ailleurs l'essai sur l'acier 316 L(N) ne se distingue pas des essais sur l'acier 304 L.

Pour une sollicitation $\Delta T = 200^{\circ}$ C plus élevée (éprouvette 304 L-31), l'extension du réseau est plus rapide que pour les essais à $\Delta T = 150^{\circ}$ C, et les surfaces obtenues sont plus importantes (174 et 150 mm² à 300 000 cycles pour les réseaux 304 L-31.d et .g respectivement contre 113 mm² au maximum).

Densité de fissures

La non extension de la surface du réseau est une condition nécessaire, mais non suffisante, pour pouvoir affirmer que le réseau est stabilisé en surface. Le réseau peut en effet cesser de s'étendre vers l'extérieur, alors que de nouvelles fissures apparaissent encore en zone centrale. Aussi est-il nécessaire d'étudier l'évolution de la densité de fissures.

La densité de fissures est définie de deux façons différentes (Figure II-23). Elle est d'abord définie, à chaque observation, comme le quotient entre la longueur totale de fissures et l'aire de la surface de fissuration. Nous parlons alors de *densité sur la surface faïencée totale*. La surface de fissuration dans ce cas n'est pas constante, mais dépend de l'instant d'observation. L'évolution de la densité sur la surface faïencée totale est présentée en Figure III-24.

Dans un deuxième temps, notre intérêt s'est porté sur la densification ou la stabilisation de la zone centrale du réseau. Comme cette préoccupation nous est arrivée tard, nous n'avons appliqué cette méthode qu'aux réseaux 304 L-32.g et 304 L-32.d. Pour voir si la densification augmentait, nous avons choisi de prendre comme surface de référence la surface de fissuration définie à 200 000 cycles, et de quantifier l'évolution de la fissuration à l'intérieur de cette surface de référence. Cette démarche est présentée schématiquement en Figure III-23. Nous parlons alors de *densité sur la surface de référence*. Le choix d'une surface de référence à 200 000 cycles a été fait, car entre l'amorçage et 200 000 cycles, les fissures sont très éloignées les unes des autres et il est difficile de parler de réseau ; en revanche, à partir de 200 000 cycles, le terme de « réseau » prend tout son sens. Il est de plus intéressant de considérer cette surface restreinte (zone centrale du réseau), car sur cette zone la sollicitation peut être supposée uniforme (la capacité de refroidissement du brouillard d'eau y est sensiblement uniforme).



Figure III-23 : Schéma de principe de la définition des densités de fissure sur la surface faïencée totale et sur la surface de référence

Sur le schéma de la Figure III-23, la densité de fissures sur la surface faïencée totale à 300 000 cycles correspond à la longueur totale de fissures (lignes noires, rouges et vertes) à 300 000 cycles, divisée par la surface de fissuration à 300 000 cycles (contour rose). En revanche, la densité de fissures à 300 000 cycles sur la surface de référence à 200 000 cycles correspond à la longueur fissurée intérieure (rouge et noir) divisée par la surface de référence à 200 000 cycles (contour bleu).

L'évolution de la densité de fissures sur la surface de référence au cours du cyclage est donnée en Figure III-25 pour les réseaux 304 L-32.g et .d.



Figure III-24 : Évolution de la densité de fissure sur la surface faïencée totale

La Figure III-24 présente la densité de fissures sur la surface faïencée totale en mm⁻¹ en fonction du nombre de cycles. Elle varie entre 0,49 et 1,7 mm⁻¹. L'essai sur l'acier 316 L(N) présente, à partir de 150 000 cycles, et sur les deux faces, une densité sur la surface faïencée totale comprise entre 1 et 1,3 mm⁻¹, ce qui le place parmi les plus hautes valeurs obtenues pour l'acier 304 L, mais néanmoins dans la fourchette de l'ensemble des résultats du 304 L. On peut donc conclure qu'il n'y a pas d'effet de nuance significatif.

Les résultats de l'essai à $\Delta T = 200^{\circ}$ C ne se distinguent pas de ceux des essais à $\Delta T = 150^{\circ}$ C. Or nous avons vu dans les deux paragraphes précédents qu'à un nombre de cycles donné, les longueurs de fissuration des réseaux et les surfaces de fissuration étaient plus grandes pour l'essai à $\Delta T = 200^{\circ}$ C que pour les essais à $\Delta T = 150^{\circ}$ C. Le fait que les densités ne se distinguent pas indique que la surface de fissuration plus grande compense la plus grande longueur totale de fissures.

Deux phénomènes antagonistes jouent ainsi sur l'évolution de la densité au cours du cyclage : la croissance des fissures vers l'extérieur d'une part, qui augmente fortement la surface de fissuration et tend à faire diminuer la densité, et l'apparition de nouvelles fissures à l'intérieur des surfaces de fissuration définies aux pas précédents, qui fait augmenter la densité. La faible évolution des densités, en moyenne, tend à prouver que ces deux phénomènes se compensent.



Figure III-25 : Évolution de la densité sur la surface de référence en fonction du nombre de cycles, réseaux 304 L-32.g et .d

La Figure III-25 montre que les densités de fissures sur la surface de référence à 200 000 cycles, sur les deux faces de l'éprouvette 304 L-32, augmentent jusqu'à 400 000 cycles avant de se stabiliser, tandis que la surface de fissuration tend à se stabiliser à 450 000 cycles seulement (cf. § précédent) : La densification du réseau au centre semble s'arrêter avant la propagation du réseau vers l'extérieur. Nous pouvons donc en conclure que : i) jusqu'à 400 000 cycles, dans le cas d'une sollicitation à $\Delta T = 150$ °C, il y a *germination continue des fissures*, c'est à dire que de nouvelles fissures continuent d'apparaître et qu'il n'y a pas stabilisation du réseau, même en zone centrale ; ii) au-delà de 400 000 cycles, il n'y a plus densification dans la partie centrale, mais simple extension du réseau vers l'extérieur.

Distance inter-fissures

La distance inter-fissures en surface est définie comme la distance moyenne entre deux fissures du réseau considéré ici dans sa globalité. Le mode d'obtention de ce paramètre est décrit en annexe D.5.4. L'évolution de ce paramètre est présentée en Figure III-26 pour tous les réseaux analysés en surface.



Figure III-26 : Évolution de la distance inter-fissures en surface

La distance inter-fissures en surface d'éprouvette varie entre 0,6 et 2,3 mm, avec une moyenne de 1,1 mm.

Le réseau 304 L-28.d excepté, la distance inter-fissures varie peu en fonction du nombre de cycles. Cela signifie que les deux phénomènes antagonistes qui jouent sur ce paramètre – à savoir l'extension du réseau vers l'extérieur, qui tend à l'augmenter, et la densification du réseau en zone centrale, qui tend à le diminuer – se compensent.

Les réseaux 316 L(N)-27.d et .g ne se distinguent pas des réseaux obtenus sur acier 304 L dans les mêmes conditions. Les réseaux 304 L-31.d et .g, obtenus sous une sollicitation $\Delta T = 200^{\circ}$ C, ont une distance interfissures comparable à celles des réseaux obtenus pour $\Delta T = 150^{\circ}$ C.

Ni le matériau ni la sollicitation (entre $\Delta T = 150$ et $\Delta T = 200$ °C) ne semblent donc influer sensiblement sur la distance inter-fissures.

Points triples

Un point triple a été défini, d'un point de vue numérique, comme un pixel ayant au minimum trois voisins. Les évolutions des nombres totaux de points triples en surface d'éprouvette sont données en Figure III-27. Ce paramètre « nombre de points triples » est un indicateur de la complexité du réseau : plus il est important, plus le réseau est « branché ». Les nombres de points triples ont été calculés sur l'aire totale des réseaux.

EVOLUTIONS EN SURFACE DU NOMBRE DE POINTS TRIPLES AU COURS DU CYCLAGE ; REPARTITION ENTRE POINTS TRIPLES DE CROISSANCE ET POINTS TRIPLES DE COALESCENCE





Figure III-27 : Évolution du nombre de points triples en surface

Pour tous les réseaux étudiés, le nombre de points triples augmente (Figure III-27) au cours du cyclage. Ceci confirme que jusqu'à 350 000 cycles au moins (nombre de cycles maximal pour lequel le nombre de points triples a été étudié), pour un ΔT de 150°C, les réseaux ne sont pas stabilisés en surface : les fissures coalescent, ou bien se ramifient encore. A noter que l'essai sur l'acier 316 L(N) ne se distingue pas des essais sur l'acier 304 L.

Les points triples peuvent en fait être classés en deux catégories : les points triples de croissance et les points triples de coalescence, comme illustré sur le schéma Figure III-28. Un point triple est dit *de croissance* s'il résulte de la naissance d'une nouvelle branche de fissure. Il est dit *de coalescence*, s'il correspond au point de jonction entre deux fissures déjà existantes à l'instant précédent.



Figure III-28 : Définition des points triples de coalescence et des points triples de croissance

Pour six réseaux, les points triples, de croissance et de coalescence, ont été analysés manuellement (donc de façon subjective), le traitement par le logiciel d'analyse d'images s'étant révélé totalement infructueux pour ce paramètre. Les évolutions des nombres de points triples de croissance d'une part, de coalescence d'autre part, sont présentées en Planche 6.

Il est intéressant d'examiner la nature des points triples, car un scénario prévisible de la formation des réseaux est le suivant : en début d'essai, après amorçage, les fissures sont toutes relativement éloignées les unes des autres ; les points triples qui apparaissent les premiers sont donc plutôt de croissance, les fissures se ramifient. Plus tard en revanche, avant la stabilisation, le réseau est déjà dense, et s'il n'y a plus apparition de nouvelles fissures ou de nouvelles branches de fissures (condition de stabilisation), alors les nouveaux points triples sont plutôt des points triples de coalescence.

Dans le cas du réseau 304 L-27.d (planche 6), le scénario proposé semble vérifié. Les points triples de croissance sont seuls présents jusqu'à 175 000 cycles ; les points triples de coalescence apparaissent ensuite et sont de plus en plus nombreux. Mais le nombre de points triples de croissance ne cesse d'augmenter. Sur le réseau 304 L-27.g, au contraire, ce sont les points triples de coalescence qui semblent apparaître en premier, et le nombre de points triples du 225 000 cycles. Les autres réseaux

ont des comportements intermédiaires entre ces extrêmes. Mais il convient de noter que, dans tous les cas, le nombre de points triples de croissance semble augmenter à nouveau au-delà de 250 000 cycles. Ceci peut s'expliquer par le fait qu'en fin d'essai, l'extension du réseau se fait essentiellement vers l'extérieur (même si, comme nous l'avons vu en ce qui concerne les densités de fissures, le centre du réseau n'est pas stabilisé avant 450 000 cycles au minimum). Or une croissance vers l'extérieur se traduit davantage par de la ramification de fissures que par de la coalescence.

III.4.2.b Observations en profondeur

Les paramètres étudiés sur les réseaux observés en profondeur sont les mêmes que pour les réseaux observés en surface. Un exemple de réseau observé à différentes profondeurs est donné en Planche 4 p.79. Toutes les observations des réseaux en profondeur sont données en Annexe C.

Longueur totale de fissures

La longueur totale de fissures a été calculée à chaque niveau d'abrasion contrôlée. Sa variation avec la profondeur est présentée en Figure III-29.



Figure III-29 : Variation de la longueur totale de fissures avec la profondeur

Sur la Figure III-29, la longueur totale de fissures est exprimée en millimètres, alors que la profondeur est donnée en micromètres. Pour tous les réseaux ainsi analysés, la décroissance de la longueur totale de fissures avec la profondeur est très rapide : à 500 μ m en dessous de la surface, elle est divisée par 2 à 3 par rapport à la valeur en surface. Au-delà de 1 mm de profondeur, les fissures deviennent rares, et la longueur totale de fissures représente dans tous les cas moins de 50 mm. Les essais ont été arrêtés à des nombres de cycles différents. Cependant, on peut constater que pour des sollicitations différentes, mais des nombres de cycles égaux (comparaison entre 304 L-31.d et 304 L-27.g), les différences peuvent être plus faibles qu'entre deux réseaux obtenus dans des conditions identiques (304 L-33.d et 304 L-27.g), ce qui indique l'importance de la dispersion entre les essais.

Lors d'un essai SPLASH, les variations de température en surface sont beaucoup plus importantes qu'en profondeur. Il en résulte un gradient de contrainte en profondeur : le chargement est moins important en profondeur qu'en surface. Or, si nous considérons la loi de Paris de propagation des fissures en fatigue, l'avancée de fissure dépend de la variation du facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure. Cette variation dépend quant à elle d'une part de la variation de contrainte en pointe de fissures, et d'autre part de la présence des fissures voisines (effet d'écran). La décroissance des courbes résulte ainsi de l'effet conjoint du gradient de chargement en profondeur, et des effets d'écran entre fissures qui empêchent les plus petites fissures de se développer.

Surface de fissuration

La surface de fissuration, toujours définie comme l'aire du plus petit polynôme convexe circonscrit au réseau, varie bien sûr aussi avec la profondeur (Figure III-30).



Figure III-30 : Variation de la surface de fissuration avec la profondeur

La surface de fissuration en mm², présentée ici en fonction de la profondeur en µm, diminue de façon moins brutale que la longueur totale de fissures. Cela est dû au fait que des fissures très éloignées l'une de l'autre peuvent diminuer en longueur indépendamment et très rapidement, tandis que l'aire du polygone circonscrit reste importante tant qu'une de ces fissures n'a pas disparu totalement La surface diminue cependant progressivement, avec quelques « à-coups » dus à la disparition d'une fissure éloignée du reste du réseau. Les apparentes augmentations des courbes sont dues aux incertitudes de retranscription des réseaux, cette opération présentant toujours et inévitablement quelque subjectivité.

Distance inter-fissures

La distance inter-fissures a été mesurée en fonction de la profondeur pour quelques réseaux. Les résultats sont présentés en Figure III-31.



Figure III-31 : Variation de la distance inter-fissures avec la profondeur

Les résultats peuvent être regroupés en deux catégories : les courbes sont, ou bien globalement croissantes, ou bien globalement constantes.

Ce phénomène s'explique de la façon suivante : lorsque la profondeur augmente, certaines fissures disparaissent au cœur du réseau, ce qui explique la croissance de la distance inter-fissures pour les réseaux 304 L-27.g, 304 L-23.g et 304 L –31.d. Dans d'autres cas, les fissures périphériques disparaissent d'abord, ce qui réduit fortement la surface du réseau, sans augmenter la distance inter-fissures (puisque cette distance n'est

mesurée qu'à l'intérieur de la surface du réseau à la profondeur étudiée). C'est le cas des réseaux 304 L-33.d et 316 L(N)-27.d.

Dans les trois cas où la distance inter-fissures croît, il est possible d'exprimer la distance inter-fissures par régression linéaire en fonction de la profondeur, comme cela avait été fait sur l'acier 316 L(N) en conditions RNR [TUM-96]. Les droites de régression calculées sont superposées aux courbes expérimentales en Figure III-32 ; leurs équations et le coefficient de corrélation R^2 sont précisés. Une courbe unique semble acceptable pour le 304 L.



Figure III-32 : Variation linéaire des distances inter-fissures avec la profondeur

Points triples

Les points triples n'ont été décomptés manuellement en profondeur que sur deux réseaux, le 304 L-23.g et le 304 L-27.g. Les variations correspondantes du nombre de points triples avec la profondeur sont présentées en Figure III-33.



Figure III-33 : Variation du nombre de points triples avec la profondeur sur les réseaux 304 L-23.g et 304 L-27.g

Sur les deux réseaux analysés, au delà de 600 µm de profondeur, le nombre de points triples devient très faible ; il devient même quasiment nul après 1200 µm. A 600 µm de profondeur, les réseaux ne comportent plus beaucoup de fissures branchées. Cette profondeur correspond à celle à partir de laquelle la longueur totale de fissures diminue fortement (cf. Figure III-29).

Profondeurs maximales atteintes

Rappelons que les essais de fatigue thermique sur le dispositif SPLASH ont pour but d'évaluer les risques de fissuration traversante sur des canalisations de circuits secondaires de centrales de type REP (cf. Chapitre I). Dans cette optique, connaître les profondeurs maximales atteintes par les fissures est important.

Plusieurs méthodes ont été utilisées pour déterminer ces profondeurs maximales. La méthode la plus précise est l'abrasion contrôlée ; elle permet d'encadrer la profondeur maximale du réseau à 50 µm près (50 µm étant le pas minimal entre deux abrasions). Une deuxième méthode un peu moins précise consiste à faire des coupes transversales. Il est aussi possible d'ouvrir les réseaux en flexion 3 points monotone ou en fissuration par fatigue en flexion 4 points (cf. chapitre IV), et de déterminer ainsi la profondeur maximale atteinte par analyse fractographique. L'inconvénient de cette méthode est que nous déterminons ainsi la profondeur d'une seule fissure, et qu'elle n'est pas nécessairement la fissure la plus profonde du réseau, comme nous le verrons dans le chapitre IV. Les profondeurs maximales obtenues pour différents réseaux et par une des quatre méthodes possibles sont données dans le Tableau III-4.

Réseau N°	∆T (°C)	Nombre de cycles	Profondeur atteinte (mm)	Moyen d'obtention
304 L-32.g	150	500 000	2,04	Fissuration par fatigue en flexion b = 6 mm
304 L-32.d	150	500 000	2,5	Coupes transversales
304 L-31.g	200	300 000	2,09	Fissuration par fatigue en flexion b = 6 mm
304 L-31.d	200	300 000	2,42	Abrasion contrôlée
304 L-35.g	150	700 000	2,35	Fissuration par fatigue en flexion b = 6 mm
304 L-35.d	150	700 000	2,48	Coupes transversales
304 L-34.g	125	500 000	1,4	Fissuration par fatigue en flexion b = 6 mm
304 L-33.g	150	300 000	1,77	Fissuration par fatigue en flexion b = 6 mm
304 L-33.d	150	300 000	1,96	Abrasion contrôlée
304 L-28.d	150	350 000	2,06	Ouverture en flexion 3 points
304 L-28.g	150	350 000	1,79	Fissuration par fatigue en flexion b = 10 mm
304 L-23.d	200	150 000	1,67	Fissuration par fatigue en flexion b = 10 mm
304 L-23.g	200	150 000	1,76	Abrasion contrôlée
304 L-27.d	150	300 000	2,24	Fissuration par fatigue en flexion b = 10 mm
304 L-27.g	150	300 000	2,40	Abrasion contrôlée
316 L(N)-27.d	150	300 000	2,52	Abrasion contrôlée
316 L(N)-27.g	150	300 000	2,20	Fissuration par fatigue en flexion b = 10 mm

Tableau III-4 : Profondeurs maximales atteintes sur différents réseaux –conditions d'obtention des réseaux et des profondeurs de fissures

Pour une meilleure visualisation, ces résultats sont présentés en Figure III-34.



Figure III-34 : Evolution des profondeurs maximales des réseaux en fonction du nombre de cycles

On y observe que :

- pour un même ΔT , les profondeurs maximales atteintes augmentent en fonction du nombre de cycles, sans dépasser une profondeur maximale de 2,6 mm ;

- pour un même ΔT , et à même nombre de cycles, les réseaux sur 316 L(N) sont plus profonds que ceux sur 304 L ; une hypothèse peut être avancée : l'absence d'îlot de ferrite dans la nuance 316 L(N) favoriserait la propagation en profondeur ;

- plus le ΔT est élevé, plus grande est la profondeur atteinte pour un nombre de cycles donné ;

- les profondeurs maximales obtenues par abrasion contrôlée sont plus élevées que celles obtenues par une autre méthode, ce qui était attendu car cette méthode est la seule permettant de déterminer avec certitude quelle fissure du réseau est la plus profonde.

III.4.2.c Conclusion de l'analyse quantitative

Les résultats de l'analyse quantitative des réseaux sont résumés ci-dessous.

En surface

Il n'a pas été constaté d'effet de nuance significatif entre les aciers 304 L et 316 L(N).

La stabilisation du réseau en surface, pour $\Delta T = 150^{\circ}$ C, semble se produire au-delà de 400 000 cycles : la longueur totale fissurée augmente nettement jusqu'à 400 000 cycles, l'aire de la surface fissurée augmente jusqu'à 450 000 cycles. Il ne s'agit pas seulement d'une extension du réseau vers l'extérieur, puisque la zone centrale du réseau continue de se densifier jusqu'à 450 000 cycles (paramètre densité par rapport à la surface de référence). Rappelons néanmoins qu'un seul essai (soit deux réseaux) a été analysé au-delà de 300 000 cycles.

La distance inter-fissure moyenne est de 1,1 mm et varie peu au cours du temps : il y a compensation entre l'extension du réseau vers l'extérieur et sa densification quelle que soit la sollicitation.

Les réseaux sollicités sous $\Delta T = 150^{\circ}C$ présentent deux directions privilégiées : l'axe de l'éprouvette et sa perpendiculaire, les premières fissures apparues étant longitudinales. L'hypothèse d'équibiaxialité en surface du chargement ne semble pas correcte : le chargement serait biaxial, mais non équibiaxial.

En profondeur

Un essai complémentaire a été mené pour $\Delta T = 150$ °C jusqu'à 700 000 cycles. Il n'a pas fait l'objet d'une analyse d'images approfondie, mais la profondeur maximale atteinte par les fissures (2,48 mm) a été mesurée sur les coupes transversales.

Pour $\Delta T = 150$ °C, aucune fissure n'a dépassé 2,6 mm de profondeur. Cette profondeur maximale est déjà atteinte à 500 000 cycles. La stabilisation des réseau, en surface comme en profondeur, en termes de profondeur maximale, serait donc atteinte à 500 000 cycles.

Perspectives

Un nouveau paramètre pourrait être défini, afin de vérifier que l'ensemble du réseau est bien stabilisé : la profondeur moyenne du réseau. Elle pourrait être définie comme la profondeur à laquelle la surface totale fissurée a diminué de moitié. Si cette profondeur moyenne augmente encore après 500 000 cycles, c'est que certaines fissures des réseaux continuent de se propager alors que les fissures les plus profondes ont déjà atteint la profondeur de stabilisation de 2,5 mm. Ce paramètre traduirait en quelque sorte un « gonflement » latéral du volume fissuré.



Figure III-35 : Schéma illustrant d'un gonflement latéral potentiel du réseau après 500 000 cycles

III.4.3Analyses fractographiques

Des faciès de fissures obtenues en fatigue thermique (essais SPLASH) ont été observés au microscope électronique à balayage (MEB) en électrons secondaires (ES). Juste sous la surface, de nombreux oxydes peuvent être observés (Figure III-36). Une désoxydation chimique avec la solution d'acide chlorhydrique, d'eau et d'hexaméthylène tétramine permet de les éliminer, sans altérer le faciès (Figure III-37 a et b). Dans toutes les figures de ce paragraphe, la surface de l'échantillon sur laquelle est apparu le réseau est en haut de l'image.

Les faciès de rupture dans la zone de fatigue thermique présentent des zones de lignes de glissement très marquées, et de glissement double (Figure III-38 et Figure III-39).

Les macles de refroidissement peuvent être mises en évidence par le glissement sur le faciès de rupture, comme elles le sont en surface (Figure III-40).

Les faciès ne ressemblent pas à des faciès de fatigue oligocylique isotherme habituels sur ce type de matériau ; ils pourraient a priori faire penser à des faciès de rupture fragile (Figure III-41). Pourtant, les traces de plastification sont importantes, des lignes de glissement apparaissent un peu partout, et certaines zones semblent présenter des stries de fatigue, bien que cela soit difficile à affirmer (Figure III-42 et Figure III-43).

Ce type de faciès dépend du chargement mais pas de la nuance d'acier inoxydable austénitique : l'essai sur l'acier 316 L(N) présente le même type de faciès pseudo cristallographique que les essais sur acier 304 L (Figure III-44).



Figure III-36 : Nodules d'oxydes sur le faciès de rupture, réseau 304 L-32.g



Figure III-37 : Même plage d'un faciès de rupture avant (a) et après (b) désoxydation chimique, réseau 304 L-28.g



Figure III-38 : Émergence de glissement double sur faciès de rupture, réseau 304 L-32.g

10 µm



(a) faciès de rupture, faible grossissement

(b) détail de (a)

Figure III-39 : Émergence de glissement double sur faciès de rupture, réseau 304 L-32.g



Figure III-40 : Macle visible sur faciès de rupture, réseau 304 L-32.g



Figure III-41 : Vue générale du faciès de rupture : aspect cristallographique « fragile », réseau 304 L-32.g







Figure III-43 : Probables stries de fatigue associées à du glissement, réseau 304 L-28.g



Figure III-44 : Faciès de rupture en fatigue thermique sur acier de type 316 L(N), réseau 316 L(N)-27.g

Ces faciès ressemblent à des faciès caractéristiques de rupture fragile, alors que les essais de fatigue thermique sont effectués « à chaud » (entre 120 et 320°C), sur des matériaux très ductiles (aciers inoxydables austénitiques). Plusieurs explications peuvent être évoquées. De tels faciès de rupture se rencontrent dans des métaux CFC sous certaines conditions particulières. Ils ont par exemple été observés dans des cas de propagation par fatigue en stade I, à proximité du seuil de propagation ΔK_{th} [VOG-00](cf. par exemple un faciès obtenu sur du Ni Figure III-45). Ils peuvent aussi être rencontrés dans des cas d'interaction fatigue-corrosion [SHI-02] (Figure III-47), ou de corrosion sous contraintes [ENG-81]. Enfin, dans le cas des propagations par fatigue en mode mixte (dont les faciès de rupture sont rarement étudiés), on observe ce type de faciès [NAL-02] (Figure III-48).



10 µm

Figure III-45 : Faciès de fissuration par fatigue au stade I sur un alliage base nickel [ENG-81]





Figure III-46 : Faciès de rupture par fatigue



Figure III-47 : Faciès de rupture par fatigue corrosion dans un acier inoxydable austénitique Cr-Ni 17-15 [ENG-81]

Figure III-48 : Faciès de propagation par fatigue en mode mixte (traction et cisaillement) [NAL-02]

Si les contraintes en surface d'un essai SPLASH étaient équibiaxées, toute fissure se propageant dans la profondeur, perpendiculairement à la surface trempée serait sollicitée en mode I uniquement, quelle que soit son orientation. Or nous avons vu que dans le cas d'une sollicitation sous $\Delta T = 150$ °C, deux orientations privilégiées de fissures apparaissent en surface. Cela semble indiquer que les contraintes biaxées en surface ne sont pas équibiaxées, les fissures résultant de ces essais de fatigue thermique sont alors sollicitées en mode mixte. D'autre part, un mécanisme de fatigue corrosion ne peut pas totalement être exclu. On peut cependant supposer, du fait de la faible ouverture des fissures, que ce n'est pas le mécanisme dominant. Enfin, de par le chargement, les fissures sont très peu sollicitées en profondeur : elles se propagent donc à proximité de leur seuil de fissuration.

Ces trois hypothèses peuvent justifier l'aspect cristallographique des faciès de propagation des fissures de fatigue thermique observées.

III.5 Modélisation

L'objectif est ici, d'une part de prévoir l'amorçage des fissures en fatigue thermique sur les composants réels, et d'autre part, après amorçage, de prévoir la profondeur maximale qu'un réseau de fatigue thermique peut atteindre sous sollicitations purement thermomécaniques.

En ce qui concerne l'amorçage, nous cherchons à vérifier si la méthode de dimensionnement des structures de centrales nucléaires (codes RCC-M et RCC-MR) pour l'amorçage en fatigue oligocyclique peut permettre de prévoir l'amorçage en fatigue thermique. Cette vérification fait l'objet du paragraphe III.5.1.

En ce qui concerne la propagation, nous voulons au final comparer la profondeur maximale atteinte expérimentalement par les fissures des réseaux aux profondeurs auxquelles les variations de contrainte dans le matériau s'annulent. Pour cela, nous modélisons l'essai SPLASH en supposant l'éprouvette non endommagée (§ III.5.2) pour en déduire les champs de contrainte et de déformation.

III.5.1 Analyse RCC-M et prédiction de l'amorçage

D'un point de vue industriel, la meilleure façon de s'assurer qu'aucune fissure issue d'un réseau de fatigue thermique ne se propagera est encore d'éviter l'amorçage du réseau. Des courbes de dimensionnement (dites

« design curves ») existent, qui permettent de dimensionner les circuits à la fatigue. En particulier pour les centrales de type REP, le RCC-M [RCC-M-88] comporte une méthode d'évaluation des contraintes et déformations utilisée pour prédire l'amorçage. Avant d'appliquer cette méthode aux essais de fatigue thermique, nous l'appliquons à nos essais de fatigue oligocyclique isotherme décrits dans le chapitre II.

III.5.1.a Présentation de l'analyse RCC-M

Les analyses élastoplastiques des contraintes subies en service par les composants des centrales nucléaires de type REP font l'objet du chapitre B3240 du code RCC-M. Le paragraphe B3244, *'Exigences relatives aux dommages de déformation progressive et de fatigue'* est appliqué ici. Cette analyse est explicitée en détail par Langer [LAN-72].

Les valeurs S_{alt} d'amplitudes de contrainte sont déterminées à partir des conditions de déformations expérimentales connues (imposées lorsqu'il s'agit d'essais en laboratoire, évaluées lorsqu'il s'agit de dimensionner un composant). Les points S_{alt} (calculés) – N_a (expérimentaux) sont comparés à la courbe de dimensionnement S_a - N_r (amplitude de contrainte en fonction de la durée de vie). Cette courbe comprend des coefficients de sécurité qui permettent de s'affranchir, dans l'analyse élastique, des facteurs aggravants tels que la rugosité ou les contraintes résiduelles. Si les couples de points (S_{alt} , N_a) sont au-dessus de cette courbe, alors la courbe de dimensionnement est valide. Sinon, la courbe de dimensionnement est à remettre en cause.

La valeur S_{alt} est l'amplitude de contrainte calculée en supposant que le matériau a un comportement purement élastique (et non pas élastoplastique). Elle est déterminée par la formule suivante :

$$S_{alt} = \frac{1}{2} E_c \Delta \varepsilon$$

où E_c est le module d'élasticité associé à la courbe de dimensionnement applicable, donnée en annexe Z I du code RCC-M (figure Z I 4.2 p31 de l'Annexe Z.I.). Dans notre cas, pour les aciers inoxydables austénitiques, E_c vaut 179 000 MPa, et $\Delta \epsilon_t$ est la variation de déformation totale imposée lors des essais. Il convient aussi de noter que, le module d'Young imposé par la méthode est considéré comme ne dépendant pas de la température, l'effet de la température n'est donc plus pris en compte dans l'estimation des contraintes élastiques fictives S_{alt}.

Une courbe de dimensionnement à la fatigue oligocyclique unique pour les aciers inoxydables et les alliages au nickel est donnée en Annexe ZI du RCC-M. Elle est présentée à la Figure III-49.



Figure III-49 : Courbe de dimensionnement à la fatigue isotherme pour les aciers inoxydables et les alliages au nickel pour une température inférieure à 427 °C : amplitude de contrainte S_a en fonction du nombre de cycles à rupture N_r

III.5.1.b Fatigue oligocyclique isotherme

La démarche exposée ci-dessus est appliquée aux essais de fatigue oligocyclique isotherme à $\Delta \varepsilon_t$ imposé purement alterné présentés au chapitre II. Le nombre de cycles à la défaillance considéré est N₂₅, c'est à dire le nombre de cycles pour lequel l'amplitude de contrainte en traction est réduite de 25% par rapport à l'amplitude de contrainte maximale atteinte au cours du cyclage. Ce nombre de cycles a été choisi préférentiellement au nombre de cycles à rupture car, lui étant légèrement inférieur, il est plus proche du nombre de cycles à l'amorçage à l'échelle du grain, et nous voulons comparer le nombre de cycles à l'amorçage à la courbe de dimensionnement à la fatigue.

Rappelons que ces essais ont été décrits plus en détail au chapitre II et que les essais au plus faible niveau de déformation ($\Delta \epsilon_t = 0.3\%$) n'ont pas été menés jusqu'à la rupture (N₂₅ non atteint après 340 000 cycles environ). Ils ne figurent donc pas dans cette comparaison.

N°éprouvette	$\Delta \epsilon_{t}$	S _{alt} en MPa	N ₂₅
304 L-9	0,01	895	8 930
304 L-14	0,008	716	13 147
304 L-8	0,006	537	37 350
304 L-2	0,005	447,5	83 658
304 L-5	0,004	358	186 224

Tableau III-5 : Contraintes élastiques fictives déduites des essais de fatigue oligocyclique à 320°C

N°éprouvette	$\Delta \epsilon_t$	S _{alt} en MPa	N _r = N ₂₅
304 L-6	0,01	895	10 140
304 L-7	0,008	716	18 023
304 L-11	0,006	537	45 441
304 L-1	0,006	537	75 690
304 L-13	0,005	447,5	93 000
304 L-10	0,004	358	168 799



La Figure III-50 présente la comparaison des points S_{alt} - N_{25} estimés à partir des données expérimentales avec la courbe de dimensionnement du code RCC-M.



Figure III-50 : Comparaison des données obtenues en fatigue oligocyclique à la courbe de dimensionnement à la fatigue du code RCC-M

Les points expérimentaux sont bien situés au-dessus de la courbe de dimensionnement, la courbe de dimensionnement est donc conservative : pour une même contrainte effective, la courbe de dimensionnement prévoit un nombre de cycles à rupture plus petit que le nombre de cycles à l'amorçage obtenu expérimentalement.

III.5.1.c Fatigue thermique

Il s'agit maintenant d'appliquer la même méthode de dimensionnement aux essais SPLASH, c'est à dire de comparer la contrainte obtenue par analyse élastique en fonction du nombre de cycles à l'amorçage en surface, de à la courbe de dimensionnement.

Si l'on suppose un état équibiaxial de chargement en surface d'une éprouvette SPLASH, on obtient comme variation de la contrainte en peau de l'éprouvette [MAR-88] :

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

où E est le module d'Young à la température minimale du cycle, et α le coefficient de dilatation linéaire à la température minimale du cycle. Dans l'application aux résultats de fatigue thermique, et pour rapprocher la démarche de celle de la fatigue oligocyclique, le module d'Young utilisé est celui de la courbe de l'annexe ZI, à savoir $E_c = 179\ 000\ MPa$.

Dans le cas de l'acier 304 L, on a :

 $\alpha = 18.10^{-6} \circ C^{-1}; \nu = 0.3$

On obtient alors :

 $\Delta \sigma = 575$ MPa pour $\Delta T = 125^{\circ}$ C,

 $\Delta \sigma = 690$ MPa pour $\Delta T = 150$ °C,

 $\Delta \sigma = 920$ MPa pour $\Delta T = 200$ °C.

Le Tableau III-7 définit les données tirées des résultats expérimentaux, à comparer à la courbe de dimensionnement.

∆T(°C)	S _a =Δσ/2MPa	N _a
125	288	190 000
125	288	190 000
150	345	70 000
150	345	70 000
150	345	80 000
150	345	90 000
150	345	70 000
150	345	80 000
150	345	70 000
150	345	80 000
150	345	80 000
150	345	80 000
150	345	80 000
150	345	90 000
200	460	70 000
200	460	60 000
200	460	60 000
200	460	60 000

Tableau III-7: Contraintes élastiques fictives associées aux essais de fatigue thermique, acier 304 L

Dans ce tableau, Na correspond au nombre de cycles à amorçage tel que défini § III.3

Si la même méthode est appliquée aux essais de fatigue thermique en conditions dites « RNR » sur acier 316 L(N), sans tenir compte d'un effet dû au fluage (la température maximale, dans ces conditions, est de 550°C), et avec pour cet acier et dans ces conditions : $\alpha = 18,5 .10^{-6}$; $\nu = 0,3$ on obtient les résultats rassemblés dans le Tableau III-8:

ΔT (°C)	S _a =Δσ/2MPa	N _{exp}
100	237	700 000
200	473	22 500
250	591	7 350
300	710	5 000

Tableau III-8 : Contraintes élastiques fictives associées aux essais de fatigue thermique, acier 316 L(N)

La Figure III-51 présente la comparaison des points S_{alt}-N_a estimés à partir des essais de fatigue thermique avec la courbe de dimensionnement du RCC-M. Tout comme dans le cas de la fatigue isotherme, les courbes
expérimentales sont au-dessus de la courbe de dimensionnement à la fatigue. Une comparaison fatigue thermique / fatigue isotherme / courbe de dimensionnement est donnée en Figure III-52.



Figure III-51 : Comparaison des données obtenues en fatigue thermique à la courbe de dimensionnement à la fatigue



Figure III-52 : Comparaison des données obtenues en fatigue thermique et en fatigue oligocyclique à la courbe de dimensionnement en fatigue

La Figure III-52 montre que les données de fatigue thermique sont bien situées au-dessus de la courbe de dimensionnement, mais en-dessous des données de fatigue oligocyclique isotherme. Tous nos essais, que ce soit en fatigue oligocyclique ou en fatigue thermique, ont été faits sur éprouvettes avec un état de surface poli miroir. La courbe de dimensionnement devrait être conservatrice par rapport aux cas de fatigue thermique si les conditions de sollicitations sur site sont bien évaluées, à moins que les marges introduites pour tenir compte des facteurs aggravants (tels qu'un mauvais état de surface) ne soient plus suffisantes, alors qu'elles le seraient en fatigue oligocyclique isotherme.

III.5.2 Modélisation de l'essai SPLASH

L'objectif de cette modélisation est de connaître les champs de contrainte et de déformation au sein de l'éprouvette, à tout instant du cycle thermique appliqué. Les seules données mesurées sont les températures au niveau des thermocouples des éprouvettes témoins (rappelons que seules les éprouvettes témoins possèdent des thermocouples en surface, pour éviter un amorçage prématuré de fissures au niveau des brasages des

thermocouples sur les éprouvettes d'essai). Nous présentons ici les résultats obtenus par simulation des conditions adoptées pour le plus grand nombre d'essais réalisés, c'est à dire les conditions $T_{max} = 320^{\circ}C$, $\Delta T = 150^{\circ}C$.

III.5.2.a Principe

Les calculs sont effectués avec le code par éléments finis du CEA, CASTEM2000. Un quart de la partie utile de l'éprouvette SPLASH est modélisé en deux dimensions, pour tenir compte des symétries (Figure III-53). Les têtes de l'éprouvette, refroidies par circulation d'eau, ne sont pas modélisées.

La modélisation est effectuée en deux temps :

- dans un premier temps, la modélisation est purement thermique : par ajustement du flux de chaleur dans l'éprouvette, nous cherchons à retrouver les variations de température mesurées au cours d'un cycle stabilisé aux différents points d'implantation des thermocouples sur l'éprouvette témoin ;

- dans un deuxième temps, ces évolutions de température sont converties en évolutions de contrainte et de déformation, en utilisant, soit la loi de consolidation cyclique du matériau déduite des essais de fatigue oligocyclique présentés au chapitre II, soit la loi de comportement élastoplastique à écrouissages isotrope et cinématique à 1 centre (loi à 5 paramètres), obtenue à partir des essais de fatigue oligocyclique (cf. § II.2.2.c).

III.5.2.b Evolution des températures

Le maillage utilisé est présenté en Figure III-53 : il est composé essentiellement d'éléments quadratiques à 8 nœuds et de quatre zones de sous-maillages, qui s'emboîtent les unes dans les autres. Cela permet de mailler très finement la zone fortement sollicitée, c'est à dire celle située immédiatement sous la fenêtre de trempe, tout en limitant le nombre total d'éléments.



Figure III-53 : Maillage du quart de l'éprouvette SPLASH en deux dimensions, et position du maillage dans l'éprouvette

Les conditions aux limites thermiques sont les suivantes :

- flux thermiques nuls sur la ligne de jonction avec la tête d'amarrage ainsi que sur les axes de symétrie,

- *source de chaleur* constante au cours du temps, correspondant au chauffage par effet Joule de l'éprouvette uniformément répartie sur tout le maillage,

- un flux de chaleur sortant de la face avant de l'éprouvette, dans la zone non trempée, correspondant à la convection de l'air sur la surface libre de l'éprouvette, appelé *flux de convection de l'air*,

- un flux de chaleur sortant de la zone de trempe de la face avant de l'éprouvette, variable dans le temps, correspondant à la convection par l'eau lors de la trempe (refroidissement intense par air comprimé et eau distillée sur la surface de trempe) et à la convection de l'air pendant le reste du cycle, appelé *flux de trempe*.

Il convient de remarquer que le flux thermique nul sur la partie haute de l'éprouvette ne reproduit pas strictement les conditions de l'expérience SPLASH car cette partie haute correspond au raccordement aux têtes d'amarrage, qui sont refroidies par circulation d'eau dans l'expérience réelle. Cependant, comme nous le verrons dans la suite, les comparaisons entre températures simulées et températures mesurées sont bonnes, et il n'a pas été jugé utile de revenir sur cette condition aux limites. De même, la source de chaleur est supposée constante, alors qu'expérimentalement, la puissance est régulée en fonction des températures mesurées par le thermocouple 4. Comme cette régulation n'apporte que de légères corrections au terme source de chaluer, nous avons estimé qu'il n'était pas nécessaire de la modéliser dans les calculs.

Pour définir le flux de chaleur sortant de la zone de trempe, qui dans le calcul est le seul flux variable au cours du temps, le cycle thermique a été divisé en 4 phases, comme présenté en Figure III-54.



Figure III-54 : Représentation schématique de l'application du flux sortant sur la zone de trempe au cours du cyclage

L'application du flux de trempe devrait être instantanée sur la zone de trempe. Cependant, un passage instantané de la valeur du flux de convection de l'air à la valeur du flux de trempe provoquait des oscillations numériques de la température calculée en surface. Pour s'en affranchir, nous avons choisi d'appliquer des rampes de 0,02 s (à comparer à la durée de la trempe de 0,25 s) pour passer d'un flux à l'autre.

Le matériau est supposé avoir un comportement thermique isotrope. Une température initiale un peu supérieure à la température de l'essai, c'est à dire égale à 325°C, est imposée avant le premier cycle. Les données du matériau 304 L adoptées pour le calcul sont les suivantes :

- ρ : masse volumique : 7800 kg/m³
- C : chaleur spécifique : 500 J.kg⁻¹.K⁻¹
- K : conductibilité thermique : 19 W.m⁻¹.K⁻¹
- E : module d'Young : 190 000 MPa
- α : coefficient moyen de dilatation linéaire : 18.10⁻⁶ /°C

Les valeurs des différents flux ont été ajustées par la technique essais/erreurs jusqu'à ce que les évolutions des températures obtenues sur les nœuds correspondant aux implantations des thermocouples soient les plus voisines possibles des températures mesurées expérimentalement.

Le calcul est réalisé de manière incrémentale (procédure PASAPAS de Castem). Un cycle est découpé en 58 intervalles de temps, dont 25 pour les 0,25 secondes de trempe. Les pas sont volontairement plus petits pendant la trempe, pour une meilleure précision.

Pour le jeu de paramètres suivants, les résultats sur trois cycles thermiques consécutifs sont présentés en Figure III-55 :

Source de chaleur : 2 200 000 W/mm² Flux de convection de l'air : - 4 000 W/mm Flux de trempe : -2 050 000 W/mm

La comparaison est effectuée sur la ligne d'implantation des thermocouples, c'est à dire la ligne Ox, normale à la fenêtre de trempe, passant par le centre 0 de la fenêtre de trempe. Les températures en tout point de cet axe en fin de trempe sont comparées aux températures des thermocouples. Les trois cycles sont proches, ce qui indique une bonne stabilité du calcul.



Evolution des températures minimales

Figure III-55 : Evolution des températures obtenues en fin de trempe en profondeur le long de l'axe Ox, $\Delta T = 150^{\circ}C$, $T_{max} = 320^{\circ}C$: comparaison des résultats de calcul aux relevés des thermocouples en surface, à 2, 3 et 7,5 mm de profondeur

III.5.2.c Champs de contrainte et de déformation

Deux calculs des champs de contraintes et de déformation ont été réalisés : la *méthode simplifiée* qui utilise la loi de consolidation cyclique du matériau et évalue de façon analytique l'évolution d'une des contraintes principales ; la *méthode par éléments finis* qui utilise la loi de comportement élastoplastique déterminée au chapitre II, utilisant un écrouissage isotrope et un écrouissage cinématique à un centre.

Méthode simplifiée

Pour évaluer les contraintes sur la ligne d'implantation des thermocouples par cette méthode, nous assimilons l'axe OX (axe reliant les centres des zones de trempe) à un barreau. Le flux est supposé homogène sur toute la surface de trempe. Le volume environnant (qui reste à température constante) impose $\Delta \epsilon_t = 0$ (effet de bridage latéral selon y). La déformation totale se décompose en déformation thermique et mécanique suivant : $\Delta \epsilon_t = \Delta \epsilon_{th} + \Delta \epsilon_m$. On obtient donc $\Delta \epsilon_m = -\Delta \epsilon_{th}$.

Si l'on pose :

 T_{max} = température maximale du point considéré au temps t₁ (T_{max} variant alors avec la profondeur)

 $T_{max}^{(moy)}$ = la température moyenne sur l'ensemble du barreau au temps t₁

 T_{min} = température minimale du point au temps t₂ (T_{min} variant avec la profondeur)

 $T_{min}^{(moy)} = la$ température moyenne sur l'ensemble du barreau au temps t₂

La variation de déformation thermique en un point du barreau s'exprime par :

$$\Delta \varepsilon_{\rm th} = \alpha ((T_{\rm max} - T_{\rm max}^{moy}) - (T_{\rm min} - T_{\rm min}^{moy}))$$

avec α le coefficient de dilatation linéaire du matériau.

La variation de déformation mécanique se décompose en variations de déformation élastique et plastique :

$$\Delta \varepsilon_{\rm m} = -\Delta \varepsilon_{\rm th} = \Delta \varepsilon_{\rm e} + \Delta \varepsilon_{\rm p}$$

$$\Delta \varepsilon_e = \frac{\Delta \sigma_{yy} \cdot (1 - \nu)}{E}$$

avec $\Delta \sigma_{yy}$: la variation de contrainte suivant OY (en 2D)

$$\Delta \varepsilon_p = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta \sigma_{yy}}{K} \right)^m$$

avec $K = 2^{1-n'}K'$ et m = 1/n', K' et n' étant l'exposant et le coefficient de la loi de consolidation cyclique à la température minimale du cycle (165°C environ) (cf. équation § II.2.2.c et Tableau II-9) soit K' = 214 et n' = 0,0673.

Il faut donc résoudre en tout point du barreau l'équation :

$$\alpha((T_{\max}-T_{\max}^{moy})-(T_{\min}-T_{\min}^{moy})) = \frac{\Delta\sigma_{yy}.(1-\nu)}{E} + \frac{1}{2}\left(\frac{\Delta\sigma_{yy}}{K}\right)^{m}$$

L'évolution de la variation de contrainte dans la profondeur de l'éprouvette le long de sa ligne médiane OC est définie en Figure III-56 jusqu'à mi-épaisseur :



Figure III-56 : Evolution de la variation de contrainte Δσ_{yy} en fonction de la profondeur sur la ligne médiane de l'éprouvette SPLASH jusqu'à mi-épaisseur

En surface, la variation de contrainte évaluée par cette méthode est de 366 MPa, ce qui est proche des 345 MPa évalués par l'analyse de l'amorçage par le code RCC-M. Cette variation de contrainte qui est la variation de contrainte d'ouverture de fissures perpendiculaires à la surface de l'éprouvette, parallèles à la ligne médiane, diminue et progressivement passe en compression vers 2,2 mm de profondeur.

Méthode par éléments finis

Dans cette méthode, les champs de température déterminés précédemment par éléments finis en thermique sont appliqués sur un maillage plus raffiné que celui utilisé pour les calculs thermiques. L'évolution des contraintes au cours du temps peut être déterminée en tout point de l'éprouvette : les températures sont imposées aux nœuds, en état de contraintes planes généralisées (ce qui revient à un problème en déformations planes). Le flux est toujours supposé homogène sur toute la surface de trempe. Les résultats des calculs donnent les profils des contraintes σ_{yy} le long de l'axe Ox dont un exemple est présenté en Figure III-57, à t = 0,2 s (quasiment à la fin du flux de refroidissement, pour T_{min}), et à t = 7,75 s (fin de la période de remontée en température à T_{max}); la troisième courbe représente la variation de contrainte σ_{yy} au cours d'un cycle thermique.



Figure III-57 : Evolution de la contrainte σ_{yy} à T_{min} et à T_{max} et de la variation de contrainte $\Delta \sigma_{yy}$ au cours d'un cycle, en fonction de la profondeur

Une des hypothèses que nous avons formulées précédemment dans ce chapitre, était l'équibiaxialité de la sollicitation en surface. La Figure III-58, comparant l'évolution des différentes variations de contraintes principales en fonction de la profondeur au cours d'un cycle, montre que cette équibiaxialité en surface est à peu près vérifiée pour $T_{max} = 320^{\circ}$ C, et $\Delta T = 150^{\circ}$ C.



Figure III-58 : Evolutions des variations des contraintes principales $\Delta \sigma_{xx}$, $\Delta \sigma_{yy}$ et $\Delta \sigma_{zz}$ en fonction de la profondeur

Les variations de contrainte obtenues en surface par la méthode par éléments finis, sont de 353 MPa pour $\Delta \sigma_{yy}$ et de 400 MPa pour $\Delta \sigma_{zz}$. La variation de contrainte σ_{yy} susceptible d'ouvrir des fissures bandes parallèles à un plan XZ est égale à 353 MPa en surface ; elle diminue en profondeur et s'annule à 1,5 mm de profondeur, pour devenir négative au-delà. Une fissure parallèle à un plan XZ ne devrait donc plus s'ouvrir au-delà de la profondeur à laquelle $\Delta \sigma_{yy}$ s'annule. Mais rappelons que les champs de variation de contrainte sont calculés sur une éprouvette non fissurée. La profondeur de 1,5 mm alors calculée ne donne qu'un ordre de grandeur de la profondeur de fissure au-delà de laquelle celle-ci n'est plus soumise à une variation de contrainte d'ouverture.

Comparaison des deux méthodes

La Figure III-59 compare les profils de variation de contrainte $\Delta \sigma_{yy}$ en profondeur obtenues par les deux méthodes de calculs (simplifiée et par éléments finis).



Figure III-59 : Comparaison des variations de $\Delta \sigma_{vv}$ avec la profondeur obtenue par les deux méthodes

Rappelons que les valeurs obtenues en surface sont comparables ($\Delta \sigma_{yy} = 353$ MPa par la méthode par éléments finis, 366 MPa pour la méthode simplifiée), et sont proches de la valeur de 345 MPa déterminée par l'analyse de l'amorçage suivant le code RCC-M § III.5.1).

La méthode simplifiée voit la variation de contrainte s'annuler vers 2,2 mm de profondeur contre 1,5 mm pour la méthode par éléments finis et passer en compression au-delà. Les contraintes de compression sont plus importantes en valeurs absolues par la méthode par éléments finis. La méthode simplifiée d'évaluation de la variation des contraintes en fonction de la profondeur conduit à prévoir qu'une fissure se propagera plus profondément que ne le prévoit le calcul par éléments finis. Cette méthode est donc conservative.

Synthèse et résumé

- Nous avons dans ce chapitre présenté les résultats des essais de fatigue thermique. Neuf essais ont été menés sur le matériau de l'étude, deux sur le matériau 304 L C et un sur le matériau 316 L(N) pour comparaison. Des observations qualitatives de l'endommagement précurseur, de l'amorçage et de la propagation des réseaux en surface ont été complétés par de l'analyse d'images quantitative.
- >D'un point de vue amorçage, deux types d'amorçages ont été constatés : des amorçages suivant des lignes de glissement, similaire à des amorçages classiques en fatigue oligocyclique isotherme, et des amorçages, souvent triples, sur des défauts de type retassure. La ferrite résiduelle ne semble pas jouer de rôle particulier à l'amorçage. Les nombres de cycles à l'amorçage augmentent quand la température de sollicitation diminue : 190 000 cycles pour ∆T = 125°C, 80 000 pour ∆T = 150°C, et 60 000 pour ∆T = 200°C. Il n'a pas été constaté dans cette étude d'effet de nuance sur les nombres de cycles à l'amorçage entre les aciers 304 L, 304 L C et 316 L(N).
- D'un point de vue propagation, la présence de la ferrite ne perturbe pas la propagation des fissures en surface. En profondeur au contraire, elle peut représenter un obstacle à la propagation : les fissures, qui sont peu sollicitées en profondeur du fait du gradient de contrainte peuvent être arrêtées ou déviées par les îlots de ferrite.
- D'un point de vue paramètres morphologiques, la profondeur maximale obtenue est de 2,5 mm environ, pour une variation de température de ΔT de 150°C, au bout de 500 000 cycles. La stabilisation du réseau en surface, aussi bien en ce qui concerne la densification au cœur du réseau que l'extension du réseau vers l'extérieur, se produit aux alentours de 450 000 à 500 000 cycles. Les paramètres profondeur maximale et pas du réseau sont proches des paramètres obtenus sur sites. Pour un ΔT de 200°C, les fissures ne présentent pas d'orientations privilégiées, ce qui est compatible avec une équibiaxialité des contraintes en surface. Sous un ΔT de 150°C, les fissures présentent deux directions privilégiées, l'axe de l'éprouvette et sa perpendiculaire, l'axe de l'éprouvette étant une direction privilégiée surtout en début de formation du réseau.
- Nous n'avons pas constaté d'effet de nuance sur les différents paramètres étudiés en analyse d'images entre les aciers 304 L et 316 L(N).
- L'analyse RCC-M de prévision de durée de vie en fatigue isotherme a été appliquée aux essais de fatigue thermique et aux essais de fatigue oligocyclique isotherme du chapitre II. La courbe de dimensionnement n'est pas mise en défaut.
- Nous avons modélisé l'essai SPLASH en deux dimensions, tout d'abord en thermique en supposant que le flux de trempe est uniforme sur toute la fenêtre de trempe, puis une fois les champs de température déterminés, nous en avons déduit les variations de contraintes. Nous retrouvons une équibiaxialité des contraintes en surface, pour $T_{max} = 320^{\circ}$ C et $\Delta T = 150^{\circ}$ C : un calcul tridimensionnel prenant en compte la variation spatiale du flux de trempe serait nécessaire.

Dans le chapitre IV, nous allons tester les réseaux obtenus en fatigue thermique en fissuration par fatigue en flexion 4 points isotherme (à l'ambiante), à charge imposée. L'objectif est de comparer le comportement du réseau au comportement de fissures isolées amorcées en fond d'entaille mécanique, pour essayer de quantifier, s'il existe, l'effet retard induit par les réseaux sur la propagation.

SOMMAIRE DETAILLE DU CHAPITRE IV

IV STABILITE DES RESEAUX SOUS CHARGEMENT MECANIQUE	114
IV.1 ESSAIS DE FISSURATION ISOTHERME EN FLEXION 4 POINTS	
IV.1.1 PROCEDURE EXPERIMENTALE ET INSTRUMENTATION	
IV.1.2 CONDITIONS D'ESSAIS	
IV.1.3 OBSERVATIONS EN COURS D'ESSAI	
IV.1.4 OBSERVATIONS EN FIN D'ESSAI - EXPLOITATION DES ESSAIS	
IV.1.5 ESSAIS SUR EPROUVETTES MULTI-ENTAILLEES	145
IV.2 OBSERVATIONS FRACTOGRAPHIQUES	148
IV.3 SIMULATION NUMERIQUE DES ESSAIS DE PROPAGATION	
IV.3.1 PRINCIPE	
IV.3.2 EPROUVETTES ENTAILLEES	
IV.3.3 EPROUVETTES A RESEAUX	
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	

IV Stabilité des réseaux sous chargement mécanique

Le premier objectif de l'étude était, dans des conditions thermomécaniques données, l'obtention de réseaux de fissures de fatigue thermique, la détermination des conditions d'amorçage de ces réseaux et l'étude de leurs paramètres caractéristiques en surface et en profondeur (chapitre III). Son deuxième objectif porte sur la stabilité de ces réseaux sous chargement mécanique isotherme. Deux cas de figures peuvent en effet se présenter en service :

i) les réseaux, une fois créés par fatigue thermique, et stabilisés, sont sollicités en conditions accidentelles, et les fissures amorcées par fatigue thermique peuvent éventuellement se propager sous ces sollicitations mécaniques ;

ii) les réseaux ne se stabilisent pas et continuent de se propager sous l'action de sollicitations mécaniques additionnelles, contraintes résiduelles (dans le cas des soudures), transitoires mécaniques ou thermiques, sollicitations thermomécaniques à longue portée...

Pour tenter d'évaluer le risque qu'ils représentent, les réseaux de fissures sont parfois assimilés à une seule fissure, dont la profondeur correspond à la profondeur maximale du réseau. Cependant, cette approche néglige les effets d'attraction de fissures colinéaires, comme les effets d'écran entre fissures parallèles. Le plus souvent, elle conduit à considérer les réseaux comme beaucoup plus nocifs qu'ils ne le sont en réalité en ce qui concerne la propagation en profondeur et, par suite, les risques de fuite attenants. En effet, les effets d'écran entre fissures d'un réseau peuvent retarder considérablement la propagation en profondeur des fissures du réseau par rapport à celle d'une fissure unique.

L'objectif de ce chapitre est d'analyser le comportement des réseaux sous chargement mécanique additionnel, de comparer les propagations des réseaux à celles de fissures (uniques ou multiples) amorcées en fond d'entailles mécaniques, et de quantifier si possible l'effet de retard à la propagation apporté par le réseau.

Une modélisation bidimensionnelle de la propagation en profondeur de fissures parallèles complète cette étude. L'objectif de cette modélisation est de prévoir, en tenant compte des effets d'écran entre fissures parallèles, quelle fissure du réseau conduira à la plus grande propagation, et sa vitesse de propagation. L'estimation de la profondeur de chaque fissure (éventuellement accessible sur site par des moyens de contrôle non destructif) et des distances inter-fissures suffirait alors à déterminer la cinétique de propagation d'un réseau, et à évaluer le risque de fissuration traversante en un temps donné en fonctions des conditions de sollicitations mécaniques.

La méthodologie expérimentale est tout d'abord présentée (§ IV.1) et les résultats d'essais de propagation sont décrits. Les propagations issues des différents réseaux sont ensuite comparées entre elles et aux propagations des fissures issues de fond d'entailles. La modélisation de la propagation sous chargement additionnel est ensuite présentée (§ IV.3) et les résultats de la modélisation sont comparés aux résultats expérimentaux en fin de chapitre.

IV.1 Essais de fissuration isotherme en flexion 4 points

Afin de ne pas privilégier la propagation d'une fissure d'un réseau plutôt que d'une autre, il a été choisi de solliciter celui-ci en flexion 4 points, de façon à ce que le moment de flexion soit le même :

$$M = -\frac{P}{2}L_1$$

en toute section située entre les appuis internes. La distance L = 50 mm entre ces appuis centraux a été choisie de manière à ce que le réseau entier se trouve dans la zone centrale sollicitée de façon égale. Les cylindres d'appuis ont un diamètre de 8 mm et une longueur supérieure à la dimension B = 6 ou 10 mm des éprouvettes.



Figure IV-1 : Représentation schématique de l'essai de flexion 4 points

Les essais sont pilotés en contrôle de charge. Le signal est sinusoïdal ondulé avec un rapport de charge $R_p = 0,1$ et une fréquence f = 10 Hz. Les essais sont réalisés sur une machine servohydraulique INSTRON de capacité maximale 100 kN. Une photographie du montage est présentée en Figure IV-2.

Trois types d'essais ont été réalisés :

(a) *les essais de qualification* menés sur éprouvettes avec entaille unique ; ces essais ont servi à démontrer la faisabilité de la méthode ; les éprouvettes ont été prélevées dans le matériau 304 L - B,

(b) *les essais sur réseaux* : les éprouvettes ont été prélevées dans les barreaux SPLASH après fissuration par fatigue thermique, dans les matériaux 304 L et 316 L(N),

(c) *les essais sur éprouvettes entaillées* : il s'agit d'essais sur des éprouvettes comportant une ou plusieurs entailles mécaniques parallèles, usinées dans le matériau 304 L.



Figure IV-2 : Montage de flexion 4 points

IV.1.1Procédure expérimentale et instrumentation

Les dimensions des éprouvettes SPLASH, dans lesquelles il faut prélever, d'une part une éprouvette de flexion et, d'autre part un réseau pour abrasion contrôlée et analyse d'images, ont gouverné le dimensionnement des éprouvettes de flexion (le plan de prélèvement est présenté en annexe A.10.1). Dans un premier temps, des éprouvettes d'épaisseur 10 mm permettant de solliciter le réseau dans son intégralité (le réseau dépasse légèrement de la fenêtre de trempe de 9 mm de large) ont été retenues. Cette géométrie s'est avérée non satisfaisante, un nombre insuffisant de fissures du réseau débouchant sur les deux faces latérales de l'éprouvette. Dans un deuxième temps, des essais sur des éprouvettes d'épaisseur 6 mm, ont été menés. Ces essais permettent une exploitation plus approfondie, et une meilleure mise en évidence des effets d'écran (Figure IV-3).



Figure IV-3 : Représentation schématique du prélèvement des éprouvettes de flexion dans les éprouvettes SPLASH

A titre d'exemple, la Figure IV-4 (a) définit la géométrie d'une éprouvette entaillée d'épaisseur 6 mm et la Figure IV-4 (b) définit la géométrie d'une éprouvette à réseau d'épaisseur 10 mm. Ces géométries sont conformes à la norme AFNOR A 03-404 [AFN-91] (cf. Annexe F). Celle-ci permet de s'assurer d'une part, que les essais sont bien réalisés en conditions de plasticité confinée en pointe de fissure, et d'autre part, que pour une fissure unique située en fond d'entaille, la variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK en pointe de fissure est suffisamment importante (de l'ordre de 15 à 17 MPa.m^{1/2}) pour assurer un amorçage dans un délai raisonnable.

Des éprouvettes à entaille mécanique unique et d'autres à réseau de faïençage thermique ont été prélevées selon la géométrie B = 10 mm. Des éprouvettes à entaille unique, à plusieurs entailles

mécaniques (2, 3, 5 ou 9 entailles espacées de 1 mm entre axes) ou à réseau de fatigue thermique ont été prélevées selon la géométrie B = 6 mm.

Toutes les entailles mécaniques sont obtenues par électro-érosion à fil, avec un fil de diamètre 0,3 mm. Elles font toutes 1,5 mm de profondeur.

Deux filetages M4 en extrémités des éprouvettes permettent la fixation des arrivées de courant pour la mesure de la différence de potentiel (DDP). Deux gorges, de 0,3 mm de rayon et de 0,1 mm de profondeur, distantes de 25 mm de part et d'autre de la zone centrale, guident les couteaux de l'extensomètre. Enfin, pour faciliter la mise en place de l'éprouvette, l'emplacement des appuis extérieurs est matérialisé par deux gorges de rayon 9 mm et de 0,2 mm de profondeur. La perpendicularité de l'éprouvette par rapport au montage de flexion est assurée par des cales, retirées après une légère mise en compression de l'éprouvette (-2 kN environ).

Les prises de mesure de différence de potentiel sont soudées de part et d'autre de la zone centrale, à 4 mm des gorges des couteaux de l'extensomètre, dans le plan de symétrie de l'éprouvette (Figure IV-5).





Figure IV-4 : Géométrie des éprouvettes de fissuration par fatigue en flexion 4 points



Figure IV-5 : Schéma d'implantation des prises de mesure de DDP sur les éprouvettes de flexion 4 points

Les éprouvettes à réseaux sont usinées à partir des barreaux SPLASH par électroérosion et fraisage. Après l'usinage, les deux faces latérales sont polies (au papier grade 600 puis à la suspension diamantée 6 μ m), puis attaquées par attaque potentiométrique à l'acide oxalique. Comme les éprouvettes sont trop grandes pour baigner totalement dans l'acide oxalique, l'attaque est effectuée au tampon. Cette attaque permet de révéler les fissures débouchant sur les faces latérales de l'éprouvette. Avant essai, les deux faces sont observées en microscopie optique et une cartographie complète des fissures débouchantes est relevée.

Plusieurs méthodes de suivi de fissures au cours de l'essai ont été utilisées :

- Une caméra 3CCD de type KY-F55B de marque JVC permet de suivre sur une des faces latérales, appelée *face latérale avant* dans la suite, la propagation en profondeur des fissures du réseau débouchant sur cette face. L'observation est continue, et une acquisition d'images de trois secondes est effectuée tous les 5000 cycles environ. Ces images permettent de connaître l'évolution de la profondeur de chaque fissure débouchante, sur cette face latérale. Au début de l'essai, les fissures sont peu profondes : il est donc nécessaire d'utiliser un objectif à fort grandissement (x50 à x70). Au fur et à mesure que les fissures se propagent, des objectifs à plus faible grandissement sont utilisés. Pour pouvoir connaître avec exactitude ce grandissement (qui dépend de la mise au point de la caméra), une mire de papier millimétré est collée sur l'éprouvette avant essai : elle est filmée à chaque changement d'objectif. Cette méthode permet de visualiser les compétitions entre fissures sur les faces latérales. Elle permet de déterminer le réamorçage des fissures du réseau avec une précision de 5 000 cycles (fréquence d'acquisition des images). Cette méthode a cependant l'inconvénient de nous inciter à nous focaliser sur ce qui se passe sur la face latérale avant : si la fissure la plus endommageante du réseau n'y est pas débouchante, elle ne sera pas suivie. D'autre part, les profondeurs de fissures estimées par cette méthode peuvent être inférieures aux profondeurs atteintes au centre de l'éprouvette.

- Un suivi par mesure de différence de potentiel permet de détecter avec précision l'amorçage d'une fissure en fond d'entaille, pour les éprouvettes mono ou multi-entaillées. Cet amorçage est détecté par inflection de la courbe de différence de potentiel en fonction du temps. Ces mesures de différences de potentiel permettent de remonter à la propagation de fissures en fonction du temps par l'intermédiaire de la formule de Johnson (cf. § IV.1.4). Sur les réseaux, ces mesures ne permettent pas de connaître les propagations individuelles de chacune des fissures, mais elles permettent d'avoir une vision globale de la propagation du réseau : elles permettent ainsi de remonter à une propagation équivalente du réseau, notion que nous développerons dans les comparaisons entre les différents réseaux. En revanche, elles ne permettent pas de différentier les fissures et donc de connaître la propagation de chacune d'entre elles.

- Un suivi extensométrique a aussi été effectué. Initialement, notre objectif était de voir s'il était possible de piloter nos essais de flexion non plus en charge mais en flèche imposée. Ceci s'est révélé impossible sur notre installation, mais le suivi extensométrique nous a tout de même permis de déterminer d'une troisième façon l'amorçage en fond d'entaille, ou le réamorçage des fissures du réseau.

Quelques mesures supplémentaires sont effectuées en fin d'essai : une observation de la face latérale arrière en microscopie optique nous permet de connaître la profondeur finale de chacune des fissures débouchant sur cette face ; sur le faciès de rupture, la profondeur atteinte par la *fissure dominante* (celle ayant la première atteint 6 mm de profondeur) a été calculée par la méthode des 9 points.

IV.1.2Conditions d'essais

Les conditions d'essais en termes de variation de charge ΔP , et de charge maximale P_{max} sont présentées dans le Tableau IV-1.

N°éprouvette	Conditions obtention réseaux - entaille	B (mm)	∆P (kN)	P _{max} (kN)	n° ordre
304 L - B-43	1 entaille	10	20	22,2	1
304 L - B-42	1 entaille	10	18	20	2
304 L - B-50	1 entaille	6	11,7	13	7
304 L - B-51	1 entaille	6	11,7	13	8
304 L - B - 52	1 entaille	6	11,7	13	9
304 L -61	1 entaille	6	11,7	13	12
304 L -62	1 entaille	6	11,7	13	13
304 L -60	2 entailles	6	11,7	13	14
304 L -64	3 entailles	6	11,7	13	15
304 L -63	9 entailles	6	11,7	13	16
304 L -65	5 entailles	6	11,7	13	17
304 L-23.d	ΔT = 200°C ; 150 000 c.	10	21,6	24	4
304 L-27.d	ΔT = 150°C ; 300 000 c.	10	21,6	24	5
304 L-28.g	ΔT = 150°C ; 350 000 c.	10	18	20	6
304 L-31.g	ΔT = 200°C ; 300 000 c.	6	11,7	13	11
304 L-32.g	ΔT = 150°C ; 500 000 c.	6	11,7	13	10
304 L-33.g	ΔT = 150°C ; 300 000 c.	6	11,7	13	18
304 L-34.g	∆T = 125°C ; 500 000 c.	6	11,7	13	19
304 L-35.g	ΔT = 150°C ; 700 000 c.	6	11,7	13	20
316 L(N)-27.d	ΔT = 150°C ; 300 000 c.	10	18	20	3

Tableau IV-1 : Conditions d'essais en flexion 4 points en charge imposée et $R_p = 0,1$

Les essais sont ici présentés par catégories :

- essais de qualification sur barreaux mono-entaillés en acier 304 L B,
- essais sur acier 304 L sur barreaux à une ou plusieurs entailles,
- essais sur réseaux (sur acier 304 L et acier 316 L(N)).

Pour information, l'ordre dans lequel ces essais ont été effectués est indiqué en dernière colonne. Les essais ont été effectués en deux campagnes. La première campagne a porté sur les éprouvettes d'épaisseur 10 mm, et la deuxième sur celles d'épaisseur 6 mm. Pour tenir compte du caractère semi-elliptique des fissures non débouchantes des réseaux 304 L-23.d et 304 L-27.d, ceux-ci ont été sollicités avec une différence de charge ΔP plus importante que les éprouvettes entaillées 304 L – B-42 et –43.

Les réseaux choisis pour les essais de flexion sont essentiellement des faces gauches d'éprouvettes SPLASH. En effet, les faces gauches présentent l'avantage, de ne présenter qu'un seul trou de thermocouple à 3 mm de profondeur, contre deux à 3 mm et à 7,5 mm pour les faces droites.

IV.1.3Observations en cours d'essai

La mise en charge est effectuée à une fréquence de 1 Hz, en 4 paliers successifs de rapport de charge : $R_p = 0.4, 0.2, 0.133$ et enfin 0.1. La fréquence est ensuite progressivement augmentée, de 1 à 2, puis 4, 6, 8 et enfin 10 Hz. La première phase s'effectue en moins de 1000 cycles. L'acquisition d'images sur la face latérale avant, est faite à la fréquence de 10 Hz. Les paramètres charge, ouverture de l'extensomètre, complaisance et DDP, sont enregistrés en continu.

L'essai est déclaré terminé lorsque la longueur de la fissure la plus profonde atteint 6 mm sur la face latérale avant observée à la caméra CCD. Au-delà de cette longueur, la condition de confinement de la zone plastique n'est plus vérifiée. Afin de pouvoir observer les faciès de propagation, il convient de « casser » l'éprouvette en deux parties. Dans un premier temps, le front de fissure de fatigue est alors marqué par un changement de rapport R_p (passage à $R_p = 0,4$, à charge maximale constante, pendant 10 000 cycles), puis la condition $R_p = 0,1$ est reprise et la propagation de fissure par fatigue poursuivie jusqu'à une profondeur de 12 à 13 mm, suivie par extensométrie, vidéo et caméra CCD. Vers 15 – 16 mm de propagation, le cyclage en fatigue est stoppé et la fissure « ouverte » sous chargement monotone croissant ; le ligament non rompu est ensuite scié.

IV.1.4Observations en fin d'essai - exploitation des essais

L'essai terminé, le dépouillement est effectué de différentes manières.

Les images filmées par la caméra sur la face latérale avant donnent l'évolution de la profondeur des fissures sur cette face en fonction du nombre de cycles.

Pour les essais sur éprouvette entaillée, l'évolution de la différence de potentiel permet de détecter le nombre de cycles à l'amorçage en fond d'entaille, et, en utilisant comme potentiel de référence le potentiel à l'amorçage U_0 , la formule de Johnson donnée ci-après [AFN-91] permet d'obtenir l'évolution de la longueur de fissure a au cours du cyclage.

$$a = \frac{2w}{\pi} \cos^{-1} \frac{\cosh(\pi y/2w)}{\cosh(U/U_0) \cosh^{-1} \left[\cosh(\pi y/2w)/\cos(\pi a_0/2w)\right]}$$

avec y la demi-distance entre les prises de DDP.

La méthode des 9 points (Annexe H.1) est utilisée pour calculer, post mortem, la profondeur moyenne de la fissure principale au début de l'essai, au début du marquage et en fin de marquage. Les faciès de propagation par fatigue thermique, qui sont oxydés, se distinguent aisément de celles en flexion isotherme. Les fronts de fissuration correspondant au début et à la fin du marquage par changement de rapport R_p sont plus difficiles à distinguer, mais tout de même détectables avec un éclairage rasant par fibre optique. La Figure IV-6 présente deux exemples de faciès de rupture d'éprouvettes à réseaux sollicitées en flexion. Celui de la Figure IV-6-a correspond à une éprouvette de largeur B = 10 mm, pour laquelle la fissure de fatigue thermique est semi-elliptique et ne débouche pas sur les faces latérales de l'éprouvette. Au contraire, dans le cas de l'éprouvette montrée en Figure IV-6-b, de largeur B = 6 mm, le front correspondant à la fin du cyclage en fatigue thermique résulte de la coalescence de plusieurs petites fissures et débouche bien sur les deux faces latérales de l'éprouvette.



Figure IV-6 : Faciès de rupture de deux éprouvettes de flexion à réseau

(a) B = 10 mm : la fissure de fatigue thermique ne débouche pas initialement sur les faces latérales (b) B = 6 mm : la fissure de fatigue thermique débouche initialement sur les faces latérales

Des observations au MEB des faciès de propagation viennent compléter ces résultats (IV.2).

IV.1.4.a Résultats des essais sur éprouvettes mono-entaillées

Les résultats des essais sur éprouvettes mono-entaillées sur l'acier 304 L-B pour des épaisseurs d'éprouvettes B = 10 mm et B = 6 mm et l'acier 304 L pour une épaisseur B = 6 mm sont successivement présentés.

Les 2 essais sur éprouvettes mono-entaillées de qualification d'épaisseur B = 10 mm (acier 304 L - B) n'ont pas été réalisés au même niveau de charge ($\Delta P = 20$ kN dans un cas, et $\Delta P = 18$ kN dans l'autre). La Figure IV-7 présente les évolutions des longueurs de fissure sur la face latérale avant, mesurées par

acquisition d'images, en fonction du nombre de cycles. Puis dans les figures suivantes, les vitesses de propagation des éprouvettes à réseaux d'épaisseur B = 10 mm sont comparées à celle de l'éprouvette entaillée 304 L - B-42, car ce sont des conditions équivalentes qui ont été appliquées sur les éprouvettes à réseau 304 L-23.d et 304 L-27.d.



Figure IV-7 : Evolution des longueurs de fissure au cours du cyclage, éprouvettes mono entaillées, B = 10 mm, essais de qualification

Les essais sur les trois éprouvettes mono-entaillées 304 L - B-50, 51 et 52 ont été réalisés sous $\Delta P = 13$ kN. A noter que l'essai 304 L - B-52 diffère des deux autres essais en termes de nombre de cycles à rupture, car le marquage du front de fissure par changement de rapport R_p a été fait en diminuant P_{max} , et non pas en augmentant P_{min} , et la fissure n'a pas progressé pendant cette phase. La Figure IV-8 présente pour ces essais l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles.



Figure IV-8 : Evolution des longueurs des fissures issues des fonds d'entaille mesurée par les observations caméra et par la méthode des neuf points ; éprouvettes mono-entaillées 304 L - B-50 à -52

Sur la Figure IV-8, l'évaluation de la longueur de fissure par la méthode des 9 points est toujours un peu supérieure à la « longueur caméra ». En effet, cette dernière est une longueur mesurée en surface tandis que le front de fissure est en réalité semi-elliptique en profondeur. Néanmoins la différence entre les longueurs caméra et celles obtenues post-mortem par la méthode des neuf points est faible, montrant

que les fissures issues de fond d'entailles sont à peu près rectilignes, et les observations caméra donnent une bonne idée de la profondeur réelle des fissures.

La Figure IV-9 présente pour les trois mêmes essais l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles, estimée par la formule de Johnson, à partir de la mesure de différence de potentiel. Cette formule ne s'appliquant qu'à partir du moment où une fissure est amorcée en fond d'entaille, les courbes débutent à 50 000 cycles, quand l'amorçage est effectif pour les trois essais présentés.



Figure IV-9 : Evolution des longueurs des fissures uniques issues des fonds d'entaille mesurée par la ddp (formule de Johnson) et la méthode des 9 points ; éprouvettes mono-entaillées 304 L - B-50 à -52

Les mesures de DDP donnent des résultats tout à fait comparables à la méthode des neuf points et aux observations directes par caméra, en dehors des périodes de changements de rapport R_p , où les fissures semblent voir leur longueur diminuer (comme la variation de charge ΔP diminue, la fissure est moins ouverte, et donc la DDP se comporte comme si la longueur de la fissure avait diminué).

Ces trois essais sur éprouvettes mono-entaillées nous ont montré la faisabilité de l'essai sur éprouvette de largeur 6 mm.

Deux essais sur éprouvettes mono-entaillées ont été également effectués sur le matériau 304 L. Il s'agit des essais 304 L-61 et 304 L-62. La propagation des fissures en fond d'entaille en fonction du nombre de cycles est présentée et comparée aux essais 304 L - B-50 à -52 en Figure IV-10.



Figure IV-10 : Évolution de la longueur de fissures donnée par la caméra en fonction du nombre de cycles, sur les éprouvettes mono-entaillées

L'effet dû au matériau apparaît immédiatement : les résultats d'essais sur un même matériau sont très voisins, (essais 304 L - B-50, -51 et -52 d'une part, essais 304 L-61 et -62 d'autre part) tandis que les résultats sur 304 L sont différents des résultats sur 304 L - B. Aussi les essais sur réseaux sur le 304 L pour des éprouvettes d'épaisseur B = 6 mm seront-ils comparés exclusivement aux essais sur éprouvettes entaillées en 304 L, matériau central de l'étude.

Les lois de Paris obtenues pour les deux matériaux sont définies dans le Tableau IV-2 :

	Loi de Paris $\frac{da}{dN} = C \left(\Delta K\right)^m$ avec da/dN en mm/cycle et ΔK en MPa.m ^{1/2}		
	С	m	
304 L - B	2,54 E-8	2,23	
304 L	3,8 E-9	2,81	

Tableau IV-2 : Lois de Paris déterminées en fissuration par fatigue en flexion 4 points sur les matériaux304 L et 304 L - B

IV.1.4.b Résultats des essais de flexion sur éprouvettes à réseaux

Première campagne : éprouvettes d'épaisseur B = 10 mm

Les éprouvettes à réseaux de fatigue thermique 316 L(N)-27.d et 304 L-28.g ont été testées sous un chargement ΔP de 20 kN. Il est alors apparu que ce chargement, qui avait été déterminé pour des essais d'entailles mécaniques (304 L – B-42 et –43) n'était pas adapté, car les fissures du réseau n'étaient pas débouchantes et avaient un caractère semi-elliptique très marqué : la variation du facteur d'intensité de contraintes ΔK réelle était alors sensiblement plus faible que celle qui avait été estimée pour une fissure bande. Les résultats de l'essai sur éprouvette 304 L-28.g, présentés en Figure IV-11, traduisent bien ce phénomène : en dépit de l'existence du réseau, tout se passe comme s'il n'y avait qu'une seule fissure, qui mettrait près de 350 000 cycles à déboucher. Si on décale la courbe correspondant à l'essai 304 L – B-42 de 340 000 cycles, les deux courbes relatives aux essais 304 L – B-42 et 304 L-28.g se superposent. Tout se passe comme si, une fois débouchante, la fissure principale du réseau se comportait comme une fissure amorcée en fond d'entaille mécanique.



Figure IV-11 : Comparaison de la propagation de la fissure principale du réseau 304 L-28.g avec la propagation de la fissure issue de l'entaille de l'éprouvette 304 L - B-42 (épaisseur B = 10 mm)

Pour tenir compte de cet aspect semi-elliptique et le plus souvent non débouchant latéralement des fissures des réseaux, les deux essais à B = 10 mm pour des éprouvettes à réseaux (304 L-23.d et 304 L-27.d) ont été faits avec une variation de charge ΔP plus importante égale à 21,6 kN. La Figure IV-12 présentent les résultats pour l'éprouvette 304 L-27.d. Quatre fissures s'amorcent (fissures a à d) ; les fissures a et b se propagent peu car c se développe, et leur fait écran. A son tour, c arrête de se propager

quand d devient débouchante. L'éprouvette 304 L-27.d a été sollicitée sous une variation de charge plus élevée que l'éprouvette 304 L - B-42, mais la propagation de sa fissure dominante reste plus lente que la propagation de la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L – B-42. Le réseau présente un effet retard.



Figure IV-12 : Comparaison de la propagation des fissures a à d du réseau 304 L-27.g ($\Delta P = 21,6$ kN) avec la propagation de la fissure issue de l'entaille de l'éprouvette 304 L - B-42 ($\Delta P = 18$ kN ; B = 10 mm)

Dans le cas de l'éprouvette 304 L-23.d, le caractère semi elliptique avait été surestimé : en dépit de l'éffet d'écran entre les fissures, la fissure dominante s'est propagée un peu plus vite que la fissure issue du fond d'entaille de l'éprouvette mono-entaillée (Figure IV-13).



Figure IV-13 : Comparaison de la propagation des fissures a à e du réseau 304 L-23.d ($\Delta P = 21,6$ kN) avec la propagation de la fissure issue de l'entaille de l'éprouvette 304 L - B-42 ($\Delta P = 18$ kN ; B = 10 mm)

Deuxième campagne : épaisseur B = 6 mm

Cinq réseaux ont été testés dans ces conditions. Quatre d'entre eux, les réseaux 304 L -32.g, -31.g, -33.g et -35.g étaient très développés, et de nombreuses fissures débouchaient. Ils avaient été obtenus pour des ΔT de 150 ou 200°C, et pour des nombres de cycles supérieurs à 300 000. Le cinquième réseau, 304 L-34.g, obtenu pour un ΔT plus faible (125°C), présentait beaucoup moins de fissures.

Les planches 304 L-31.g à 304 L-35.g présentent les réseaux, ainsi que les vues rabattues des faces latérales, avant et après essai de flexion, selon le schéma de la Figure IV-14. Les profondeurs avant essai des fissures sur les faces latérales sont indiquées en noir, les profondeurs après essai en rouge, si la fissure

s'est propagée. Les vues rabattues ne sont pas à la même échelle que la surface du réseau, pour une meilleure lisibilité : à la même échelle, les fissures sur les vues rabattues auraient en effet été trop petites pour être bien visibles. Le tracé de la fissure qui devient dominante lors de l'essai est matérialisé en rouge sur la surface du réseau. Ces vues, complétées par les graphes de propagation des réseaux, permettent de discuter qualitativement de l'importance de la morphologie du réseau sur la propagation de ses différentes fissures.



Figure IV-14 : Représentation schématique du réseau et des faces latérales de l'éprouvette

Nous présenterons dans un premier temps l'évolution spécifique de chacun des réseaux testés, à savoir :

- réseau 304 L-31.g,
- réseau 304 L-32.g,
- réseau 304 L-33.g,
- réseau 304 L-34.g,
- réseau 304 L-35.g,

puis, dans un deuxième temps, nous mènerons des comparaisons plus globales.

PLANCHE 7

Essai de fissuration par fatigue en flexion 4 points isotherme sur le reseau 304 L-31.g ($\Delta T = 200^{\circ}C$, 300 000 cycles),

en noir : longueurs avant essai de flexion en rouge : longueurs après propagation lors de l'essai de flexion



Réseau 304 L-31.g

Ce réseau a été obtenu après 300 000 cycles à un ΔT de 200°C. Six fissures, notées *a* à *f*, sont suivies par la caméra (face avant rabattue, Planche 7) La Figure IV-15 présente l'évolution des profondeurs de ces six fissures sur la face latérale avant en fonction du nombre de cycles, tandis que la Figure IV-16 détaille le début de l'essai et la « sélection » de la fissure dominante.

La profondeur de la fissure principale, marquée par changement de rapport R_p , a été mesurée par la méthode des 9 points après ouverture en fin d'essai ; elle est également donnée Figure IV-15.

Au vu des Figure IV-11, Figure IV-12 et de la planche 7, les éléments suivants apparaissent :

- les fissures *d* et *b* ne se sont pas propagées,

- la fissure *e* s'est très peu propagée,

- les trois autres fissures, a, c et f, initialement profondes de plus de 1 mm sur les deux faces latérales, se sont propagées de façon importante,

- la fissure *c*, située au centre du réseau, est celle ayant conduit à la rupture,

- les effets d'écran sont manifestes : lorsque la fissure c devient dominante, toutes les autres se stabilisent.



Essai sur réseau 304 L-31.g

Figure IV-15 : Essai 304 L-31.g, propagation des fissures sur la face latérale avant en fonction du nombre de cycles



Essai sur réseau 304 L-31.g - mécanisme de sélection

Figure IV-16 : Essai 304 L-31.g, propagation des fissures sur la face latérale avant en fonction du nombre de cycles ; détail de la sélection de la fissure dominante

Pour plus de clarté, seules les propagations des fissures f, c et a sont représentées en Figure IV-16. En début d'essai, a, fissure la plus profonde, commence immédiatement à se propager, suivie par la fissure f. La propagation visible de c ne commencera que 30 000 cycles plus tard. La fissure f, qui était moins profonde que la fissure c au début, devient plus profonde qu'elle après 30 000 cycles, et plus profonde que a après 150 000 cycles. A ce stade, a s'est déjà stabilisée, et cette stabilisation apparaît en même temps que le début de la propagation de c. Jusqu'à 250 000 cycles, f reste la fissure dominante, mais sa vitesse comparée à celle de c indique dès 200 000 cycles que c prend le dessus et va devenir la fissure dominante. Les fissures a et f, a priori mieux placées du point de vue des effets d'écran que c, sont ainsi défavorisées par la morphologie du réseau. Dans la compétition entre c et a, il est logique que a ait démarré plus vite : elle subit moins d'effet d'écran que c, et est plus profonde. Mais la propagation de c, a priori plus lente (car correspondant à un ΔK plus faible du fait des effets d'écran), finit par prendre le dessus.

Ces différents résultats peuvent s'expliquer de la façon suivante :

- b est une toute petite fissure, isolée et non traversante : b' est symétrique de b sur la face arrière, et beaucoup de ponts de matière existent entre b et b'. b, tout comme b', ne peut donc beaucoup se propager. b ne se propage pas du tout, tandis que b' passe de 546 à 560 microns de profondeur, évolution négligeable.

- de la même façon, d et e font partie d'un groupe de fissures non traversantes ; de même que leurs quasi-symétriques d' et e' : aucune de ces fissures ne se propage de plus de 30 microns.

- les trois autres fissures a, c et f sont traversantes, de façon plus ou moins rectilignes, et toutes trois d'une profondeur initiale supérieure au millimètre, il parait donc logique que la fissure ayant conduit à la rupture soit l'une d'entre elles.

c est située au centre du réseau ; de ce fait, elle est a priori plus ralentie par les effets d'écran que les autres fissures profondes a et f (cf. § I.1.3.c). Par ailleurs, a a une profondeur moyenne (moyenne des longueurs de a et de a') plus importante que c ou encore que f, la moins profonde des trois (1,20 mm). a semble donc, si l'on considère uniquement la profondeur moyenne et la position dans le réseau, la fissure la plus susceptible de conduire à la rupture. Son trajet hypothétique de propagation, de même que celui de f, tel qu'il peut être envisagé, sont présentés en Figure IV-17.



Figure IV-17 : Trajets de propagation hypothétiques des fissures *a* et *f* du réseau 304 L-31.g - trajet possible continu en bleu, trajet possible avec rupture de pont de matière en rouge

La fissure a a une caractéristique morphologique singulière : au milieu de la face supérieure, elle se branche, et comporte donc deux portions de fissures (indiquées par les flèches noires de la Figure IV-17) qui ne seront pas sollicitées en mode I par la flexion 4 points. Une autre possibilité de propagation (en rouge), ne comporte pas de portion non sollicitée en mode I, mais un pont de matière. Pour que la fissure a devienne dominante, il faudrait que ce pont de matière casse ou se fissure, ou que a ait suffisamment de temps pour se propager en dépit des zones non sollicitées.

La fissure f, comme a, a l'avantage, comparativement à c, d'être située vers l'extérieur du réseau ; elle subira donc moins d'effet d'écran. Mais elle est moins profonde, et elle doit, pour se propager, ou bien changer de plan de propagation, ou bien traverser un pont de matière (Figure IV-17). Bien que cela soit moins évident que dans le cas de a, la morphologie du réseau joue en sa défaveur, ce qui rééquilibre la compétition entre f et c.

On peut comparer de plusieurs façons la propagation d'un réseau à celle d'une fissure en fond d'entaille sur éprouvette mono-entaillée. Tout d'abord, il est nécessaire de ne pas prendre en compte le nombre de cycles à l'amorçage en fond d'entaille de la fissure sur éprouvette mono-entaillée. Ensuite, il est possible de considérer le réseau dans son ensemble, sans singulariser la fissure dominante, à partir du moment où une fissure est plus profonde que la profondeur de l'entaille (à savoir 1,5 mm). Au contraire, si l'on décide d'accorder davantage de poids à la fissure dominante, on compare les propagations de la fissure issue d'un fond d'entaille à la propagation de chacune des fissures du réseau à partir du moment où la fissure dominante a atteint 1,5 mm de profondeur. Comme il est difficile d'évaluer les profondeurs de fissures du réseau (nous n'avons d'information que sur les faces latérales), nous prendrons comme profondeur de référence celle mesurée sur la face latérale avant. Les deux points de vue sont présentés en Figure IV-18 et Figure IV-19 respectivement.



Ep 304 L-31.g - décalage c à 1,5 mm

Figure IV-18 : Comparaison entre le réseau 304 L-31.g, fissure dominante à 1,5 mm de profondeur, et la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61

Dans la première analyse (Figure IV-18), le nombre de cycles de référence, pour le réseau, est défini à partir de l'instant où la fissure dominante atteint 1,5 mm de profondeur sur la face latérale avant. Si l'on choisit cette définition, il s'écoule alors 227 500 cycles entre l'amorçage et la profondeur de 6 mm atteinte sur la face latérale avant par la fissure principale du réseau, contre 110 000 pour la fissure issue du fond d'entaille de l'éprouvette mono-entaillée. Autrement dit pour atteindre la même profondeur de 6 mm, il faut près de deux fois plus de cycles pour la fissure principale du réseau que pour la fissure unique. Le réseau selon cette analyse introduit donc un effet retard correspondant à environ 115 000 cycles.



Ep 304 L 31 g - décalage a à 1,5 mm

Figure IV-19 : Comparaison entre le réseau 304 L-31.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61

Dans la deuxième analyse, le nombre de cycles de référence pour le réseau est défini à partir de l'instant où une fissure au moins du réseau atteint, sur la face latérale avant, 1,5 mm de profondeur. La fissure a est la première à atteindre cette profondeur. Le nombre de cycles de propagation de la fissure *a* jusqu'à la profondeur de 6 mm est de 323 700 cycles, contre 110 000 cycles pour la fissure unique, soit près de trois fois plus.

La courbe correspondant à la propagation de la fissure unique, décalée de 115 000 cycles sur la Figure IV-18 et de 213 700 cycles sur la Figure IV-19, est quasiment superposée à la courbe de propagation de la fissure f. Ceci montre qu'après avoir, par effet d'écran, stoppé la propagation des autres fissures du réseau, la fissure dominante se comporte comme une fissure unique.

En conclusion, il faut, en comparaison avec une fissure unique, 2 à 3 fois plus de cycles pour le réseau pour passer de 1,5 à 6 mm de profondeur. Le réseau introduit donc un effet retard significatif en termes de propagation.

PLANCHE 8

ESSAI DE FISSURATION PAR FATIGUE EN FLEXION 4 POINTS ISOTHERME SUR LE RESEAU 304 L-32.G ($\Delta T = 150^{\circ}C$, 500 000 CYCLES)





Faciès de rupture de la fissure b

Réseau 304 L-32.g

Ce réseau est le premier à avoir été testé pour une épaisseur de 6 mm, et les fissures n'ont été observées au microscope optique avant essai que sur la face latérale avant. Les conditions de fatigue thermique dans lesquelles il a été obtenu sont les suivantes : $\Delta T = 150$ °C, 500 000 cycles. Neuf fissures, de *a* à *i* ont été suivies grâce à la caméra. La Figure IV-20 présente l'évolution en profondeur de ces neuf fissures en fonction du nombre de cycles, tandis que la Figure IV-21 détaille le début de l'essai et le « démarrage » de la fissure dominante.



Figure IV-20 : Essai 304 L-32.g, propagation des fissures sur la face latérale avant en fonction du nombre de cycles

Essai sur réseau 304 L-32.g - mécanisme de sélection



Figure IV-21 : Essai 304 L-32.g, propagation des fissures sur la face latérale avant en fonction du nombre de cycles ; détail de la sélection de la fissure dominante

Bien que plus courte que les fissures e et g, la fissure b démarre dès les premiers cycles, suivie par les fissures g, h et i. Elle dépasse toutes les autres après 80 000 cycles environ.

La Figure IV-20 et la Planche 8 donnent les premières informations suivantes :

- la fissure b est la fissure conduisant à rupture ; sa propagation s'accélère dès le début de l'essai de flexion,

- les fissures c, d et f ne progressent pas au cours de l'essai de flexion,

- les fissures *a*, *e* et *i* progressent très peu (de 140 microns au maximum),

- les fissures g et h se propagent en changeant de plan.

Ces informations peuvent être interprétées de la façon suivante :

La fissure *a* n'est pas traversante, il n'est donc pas surprenant qu'elle se propage très peu.

La fissure *c* n'est pas traversante non plus, et elle est très proche de *b*, plus profonde de 300 microns au début de l'essai. Par effet d'écran, la fissure *b* empêche la fissure *c* de se propager.

La fissure **b** qui conduira à la rupture est déjà assez profonde au départ. Elle a l'avantage d'une part d'être reliée sur la face supérieure à un chemin de faïençage traversant et assez favorablement orienté, d'autre part d'être en périphérie du réseau (moins d'effet d'écran). Au contraire, les fissures **d**, **e** et **g**, de longueurs initiales importantes (et même supérieures à celle de **b** pour **e** et **g**) sont situées au centre du réseau. En comparaison avec **b**, elles subiront plus d'effet d'écran de la part de leurs voisines, sur lesquelles elles joueront elles-mêmes un effet retardateur. De plus, sur la face supérieure, **e** n'est pas directement traversante, mais doit « choisir » un chemin de propagation parmi deux possibles (Figure IV-22 (a), vert et rouge). La fissure **g** n'est pas non plus directement traversante ; elle l'est par l'intermédiaire d'un changement de plan très prononcé (Figure IV-22 (b) en bleu) ou par rupture d'un pont de matière (Figure IV-22 (b) ovale), et elle n'est pas en périphérie de réseau.

La fissure h est analogue à b: elle est traversante, profonde dès le départ, située en périphérie du réseau. Mais son trajet de traversée est moins rectiligne que celui de b (deux possibilités de trajet ou rupture d'un pont de matière).

La fissure i est analogue à a: c'est une fissure qui n'est pas traversante, et n'a aucune raison de beaucoup se développer, même si elle est située en périphérie du réseau. Une observation du réseau et de face latérale avant essai suggère donc comme candidats à la fissure dominante, b et h en priorité, et éventuellement, g et e.



Figure IV-22 : Trajets potentiels de traversée de fissures sur le réseau 304 L-32.g

Si l'on compare maintenant la propagation des fissures du réseau à la propagation d'une fissure unique en fond d'entaille, sans introduire dans le cas présent de correction car g et e au moins ont déjà, au début de l'essai, une profondeur supérieure à 1,5 mm, l'effet dû au réseau se traduit par un retard de 340 000 cycles pour la propagation jusqu'à 6 mm (Figure IV-23).



Figure IV-23 : Comparaison réseau 304 L-32.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61

Pour cette éprouvette 304 L-32.g qui présentait un réseau de faïençage très prononcé, la durée de propagation pour atteindre une profondeur de 6 mm est plus de 4 fois plus grande que dans le cas de l'éprouvette mono-entaillée. De plus il est intéressant de constater que la vitesse après 6 mm reste encore inférieure à celle de la fissure unique (courbe 304 L-61 décalée comparée à courbe b). L'effet du réseau est donc encore significatif alors que toutes les fissures, à l'exception de la fissure dominante, sont stabilisées sur la face latérale avant.

PLANCHE 9

ESSAI DE FISSURATION PAR FATIGUE EN FLEXION 4 POINTS ISOTHERME SUR LE RESEAU 304 L-33.G ($\Delta T = 150^{\circ}C$, 300 000 CYCLES)



en noir : longueurs avant essai de flexion en rouge : longueurs après propagation lors de l'essai de flexion

Réseau 304 L-33.g

Ce réseau a été obtenu par un essai à $\Delta T = 150^{\circ}$ C à 300 000 cycles. Onze fissures, notées *a* à *k*, ont été suivies par la caméra sur la face latérale avant. Une seule d'entre elles, la fissure *a*, s'est développée et a conduit à rupture. Le réseau 304 L-33.g est moins bien formé que les deux réseaux précédents, ce qui est normal, puisqu'il a été obtenu à plus faible ΔT que le réseau 304 L-31.g pour un même nombre de cycles (150°C contre 200°C), et à un nombre de cycles plus faible que 304 L-32.g, pour un même ΔT (300 000 cycles contre 500 000).

Le fait que seules les fissures a et f' se soient propagées (cf. Planche 9) est compréhensible lorsque l'on considère la morphologie du réseau. La fissure a-b' est la seule qui est traversante de façon relativement simple. Au contraire, les fissures j et k ne sont pas traversantes ; les fissures g, h et i non plus, à moins de franchir un très grand pont de matière ou de faire un grand détour. La fissure f' aurait pu conduire à une propagation traversante, mais sur l'autre face latérale, les fissures qui lui correspondaient étaient trop peu profondes (0,637 mm au maximum pour la fissure c). De plus la fissure f' est au centre du réseau, elle subit donc davantage d'effet d'écran par ses voisines et elle est initialement moins profonde que a-b': elle cumule les handicaps, et ne peut devenir la fissure dominante.

La Figure IV-24 permet de comparer l'évolution de la fissure dominante a du réseau à celle de la fissure unique de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Remarquons que la courbe de propagation de la fissure a a d'abord subit une correction pour tenir compte de sa profondeur initiale de 1,1 mm contre 1,5 (passage de la courbe bleue à la courbe verte) par translation parallèlement à l'axe des abscisses : la courbe verte représente la propagation de a à partir du moment où elle a atteint 1,5 mm de profondeur sur la face latérale avant.



Figure IV-24 : Comparaison réseau 304 L-33.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61

On déduit de la Figure IV-24, d'une part, que l'effet retard à la propagation introduit par le réseau pour passer d'une propagation de 1,5 à 6 mm est de 340 000 cycles, ce qui correspond à une durée de vie en propagation plus de 4 fois plus grande que celle de la fissure unique ; d'autre part, que la vitesse de propagation de la fissure a au-delà de 6 mm est quasiment identique à celle de la fissure unique, montrant qu'il n'existe plus, à cette profondeur d'influence des autres fissures du réseau qui, rappelons-le, ne se sont pas développées dans ce réseau.

PLANCHE 10

Essai de fissuration par fatigue en flexion 4 points isotherme sur le reseau 304 L-34.g ($\Delta T = 125^{\circ}C$, 500 000 cycles)

en noir : longueurs avant essai de flexion en rouge : longueurs après propagation lors de l'essai de flexion



Réseau 304 L-34.g

Ce réseau a été obtenu après 500 000 cycles, pour un ΔT de 125°C. Il s'agit de la plus faible valeur de ΔT testée et du réseau le moins développé. Deux fissures ont été suivies par la caméra, les fissures *a* et *c*. Seule la fissure *c* s'est propagée et *a* conduit à rupture.

Ce réseau est très peu développé, il n'existe pas de « centre » et/ou de « périphérie » du réseau au sens propre. L'observation initiale du réseau et des faces latérales suggère comme trajet de fissure dominante le trajet c-c', car c' est plus profonde que a' sur la face latérale arrière (non observée par la caméra) et le trajet c-c' proposé Figure IV-25 est plus « rectiligne » que a'-c et sera plus sollicité en mode I. Le trajet a'-c sera effectivement celui conduisant à la fissure dominante effectif de rupture (Planche 10). La Figure IV-26 compare la propagation de la fissure du réseau 304 L-34.g à celle de la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61.



Figure IV-25 : Trajet c-c' potentiel sur réseau 304 L-34.g



Figure IV-26 : Comparaison de la propagation du réseau 304 L-34.g, à la propagation de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61

Le réseau est moins développé que les précédents, et le retard à la propagation dû au réseau est lui aussi plus faible : la propagation de la fissure dominante du réseau entre 1,5 et 6 mm (courbe c décalée) est *2,5 fois* plus lente que la propagation de la fissure unique en fond d'entaille. De plus, à partir de 6 mm, les vitesses de propagation de la fissure en fond d'entaille et celles de la fissure dominante du réseau sont équivalentes (courbes 304 L-61 décalée de 160 000 cycles et c décalée).

PLANCHE 11

Essai de fissuration par fatigue en flexion 4 points isotherme sur le reseau 304 L-35.g ($\Delta T = 150^{\circ}C$, 700 000 cycles)





Réseau 304 L-35.g

Ce réseau a été obtenu sous une sollicitation de $\Delta T = 150^{\circ}C$ après 700 000 cycles. Il s'agit du réseau obtenu après le plus long cyclage. Quatre fissures (*d*, *e*, *f*, *g*) ont été suivies par la caméra. La Figure IV-27 présente l'évolution de ces fissures en fonction du nombre de cycles.

Sur les quatre fissures observées sur la face latérale avant, deux sont très profondes, f et d (profondeurs initiales respectives 1,839 et 1,829 mm). Ce sont ces deux fissures qui se développent le plus, la fissure d conduisant à la rupture.

D'un point de vue morphologique, la fissure d est à l'extérieur du réseau et, même si son trajet est plus sinueux, elle a deux possibilités de propagation traversante, avec b' et a'. La fissure f quant à elle n'est pas périphérique (elle a g à sa gauche) et n'a pas de vis à vis directe profonde sur l'autre face (la fissure e' n'a que 0,171 mm de profondeur), elle est donc désavantagée par rapport à d. Il serait possible de considérer que f' et d' sont des vis à vis possible pour f, mais elles sont loin du trajet direct, et de plus d' est au centre du réseau et donc subit fortement les effets d'écran de ses voisines (et de fait, d' ne se propage pas du tout lors de l'essai).

g, l'autre fissure périphérique du réseau se propage peu, notamment parce qu'elle est beaucoup moins profonde que f(0,746 mm contre 1,839 mm) qui par conséquent lui fait écran. Sa vis à vis, f', se propage néanmoins, car elle est localement dominante par rapport à g' et e'.

e, encadrée par *f* et *d* et subissant les effets d'écran que ces fissures génèrent, ne peut se développer. De même *c*', encadrée par *d*' et *b*', n'évolue pas. La fissure *a*' n'est pas traversante, et de plus *b*' lui fait écran.

Un trajet de type **f'-f** ou **f-d'** aurait pu devenir dominant, mais le trajet **d-b'** est moins tortueux que **f'-f** et ne comporte pas de pont de matière à rompre comme dans le cas de **f-d'**. Il est donc logique que cette fissure soit la fissure dominante. Une fois encore, on observe que l'effet d'écran bidimensionnel n'est pas seul à prendre en compte : la morphologie tridimensionnelle du réseau a son importance.



Figure IV-27 : Essai 304 L-35.g, propagation des quatre fissures présentes sur la face latérale avant en fonction du nombre de cycles, $\Delta P = 11,7$ kN

Cette domination de d sur f est cependant très tardive. Pendant 200 000 cycles, les évolutions des deux fissures sont similaires, f étant même très légèrement dominante. Puis, la vitesse de propagation de d augmente : elle gagne ainsi la compétition avec f et lui fait ensuite progressivement écran jusqu'à ce que sa longueur se stabilise.

Pour comparer la propagation du réseau à celle d'une fissure issue d'une entaille unique (Figure IV-28), nous considérons cette fois-ci la propagation de la fissure en fond d'entaille de 1,83 mm à 6 mm, puisque les fissures profondes du réseau font entre 1,83 et 1,84 mm au départ.
Essai sur réseau 304 L-35.g



Figure IV-28 : Comparaison réseau 304 L-35.g, au moins une fissure du réseau à 1,5 mm de profondeur, et fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61

Le réseau introduit dans ce cas un retard (181 300 cycles) qui se traduit par une augmentation de la durée de vie d'un facteur 3,3, pour une propagation entre 1,83 et 6 mm. Même si f est stabilisée en fin de vie, la vitesse de propagation au-delà de 6 mm reste un peu plus faible pour la fissure dominante du réseau que pour la fissure unique en fond d'entaille.

Comparaisons et synthèse des essais sur réseaux

Nous comparons uniquement les réseaux de la deuxième campagne, c'est-à-dire ceux testés avec des éprouvettes d'épaisseur B = 6 mm.

Le Tableau IV-3 récapitule les retards à la propagation dus aux réseaux, et rappelle les conditions dans lesquels les réseaux ont été obtenus en fatigue thermique. Les retards indiqués ici sont ceux définis à partir du moment où une fissure du réseau au moins dépasse 1,5 mm. Dans le cas du réseau 304 L-35, où la fissure dominante a une profondeur de 1,8 mm avant essai, il s'agit du retard par rapport à la propagation de la fissure unique entre 1,8 et 6 mm.

N° du réseau	ΔT (°C) - (T _{max} = 320°C)	Nombre de cycles en	Nombre de cycles de retard par rapport à la
		fatigue thermique	fissure unique
304 L-31.g	200	300 000	214 000
304 L-32.g	150	500 000	340 000
304 L-33.g	150	300 000	340 000
304 L-34.g	125	500 000	160 500
304 L-35.g	150	700 000	181 000

Tableau IV-3 : Retards à la propagation observés sur les réseaux en flexion, par rapport à la propagation d'une fissure unique

La Figure IV-29 présente la propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31 à -34, comparée à la fissure unique de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Si le retard introduit par le réseau est significatif quelles que soient les conditions d'essais, il ne semble pas être directement corrélé à la variation de température ΔT imposée.



Figure IV-29 : Propagation de 1,5 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-34.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61

La Figure IV-30 montre l'ensemble des résultats, mais en prenant une longueur de référence identique pour toutes les courbes. Le point de départ commun est ici de 1,8 mm, correspondant à la longueur initiale la plus grande fissure, celle de la fissure *d* du réseau304 L-35.g.



Figure IV-30 : Propagation de 1,8 à 8 mm des fissures dominantes des réseaux 304 L-31.g à 304 L-35.g, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61

Tous les réseaux présentent un retard par rapport à la fissure entaillée.

Dans le cas du réseau 304 L-31.g, la propagation est beaucoup plus rapide que pour les autres réseaux. Deux hypothèses peuvent être évoquées : il s'agit du réseau obtenu sous $\Delta T = 200$ °C, mais cela ne semble pas avoir beaucoup d'influence. Plus vraisemblablement, c'est le fait qu'il n'y ait plus qu'une fissure d'active à 1,8 mm de profondeur qui explique pourquoi la propagation est si proche de celle de l'éprouvette mono-entaillée : trois des quatre concurrentes de la fissure dominante du réseau 304 L-31.g sont déjà stabilisées, et la 4^{ième} se stabilise 20 000 cycles plus tard.

A l'opposé, le réseau le plus lent à se propager est celui où la compétition entre les fissures dure le plus longtemps : trois fissures, en plus de la fissure dominante du réseau 304 L-32.g sont encore actives. Plus que la profondeur moyenne des réseaux, c'est le mécanisme de compétition entre les fissures qui semble être à l'origine des retards ; ce mécanisme est lié à la morphologie respective des différentes

fissures du réseau, et n'est pas lié directement aux sollicitations thermiques dans lesquelles le réseau a été obtenu.

La Figure IV-31 élargit la comparaison des propagations et considère non seulement les cinq fissures dominantes des réseaux 304 L-31 à -35, mais aussi celles qui se sont développées très significativement sans toutefois devenir au final dominantes. Dans cette figure, aucun décalage d'origine n'est introduit. Cette figure met bien en évidence que, plutôt que les conditions d'essais dans lesquels le réseau a été généré, c'est l'effet réseau, c'est à dire la compétition entre les fissures pour devenir fissure dominante, qui joue le rôle le plus important : dès que les mécanismes de compétition sont terminés, la fissure devenue dominante progresse de plus en plus rapidement et, quand les autres fissures se stabilisent, sa vitesse de propagation devient proche, à longueur égale, de celle de la fissure unique. L'importance du retard est donc directement liée à la durée du processus de sélection de la fissure dominante.



Figure IV-31 : Propagation des deux fissures dominantes des réseaux, sans décalage, comparaison avec la fissure de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61

Considérons maintenant le comportement global des réseaux exprimé par la variation de complaisance de l'éprouvette.

La réponse de l'extensomètre permet d'avoir accès à la complaisance, par l'intermédiaire de la grandeur EBV/ ΔP , où E est le module d'Young du matériau, B la largeur de l'éprouvette, V l'ouverture de l'extensomètre, et ΔP la variation de charge imposée. Plus les réseaux sont riches en fissures, et plus celles-ci sont profondes, plus l'extensomètre s'ouvre, sous une même charge imposée, et donc, plus la complaisance est élevée. La Figure IV-32 présente la complaisance en fonction du nombre de cycles au début des essais de flexion pour les éprouvettes à réseaux et les éprouvettes mono-entaillées.



comparaison des complaisances

Figure IV-32 : Comparaison des complaisances pour les éprouvettes à réseaux et mono-entaillées en début d'essai

Sur la Figure IV-32, les courbes correspondant aux deux éprouvettes mono-entaillées sont très voisines, et la complaisance augmente de façon significative dès 30 à 40 000 cycles. En revanche, pour les éprouvettes à réseaux, on constate que :

- la complaisance ne varie guère durant les 100 000 premiers cycles des essais,
- sa valeur est proche de la valeur initiale des éprouvettes mono-entaillées quand le réseau est peu développé et peu profond (304 L-34.g et 304 L-33.g, cf. planches 9 et 10),
- sa valeur est au contraire d'autant plus forte que le réseau est plus développé (304 L-31.g, 304 L-35.g et 304 L-32.g, planches 7, 11 et 8 respectivement).

La Figure IV-33 montre que l'on peut analytiquement exprimer la longueur de fissure a d'une éprouvette mono-entaillée en fonction de sa complaisance C par l'expression logarithmique suivante (valable entre 1,5 et 8 mm):

$$a = 8,02 \ln (EBC) - 4,30$$

Il est alors possible de considérer, qu'en termes de variation de complaisance en flexion cyclique, une éprouvette a réseau est équivalente à une éprouvette mono-entaillée présentant une fissure unique de longueur équivalente calculée en utilisant l'expression précédente. La Figure IV-34 présente les résultats ainsi obtenus.



Figure IV-33 : Relation entre la complaisance et la longueur de fissure dans une éprouvette mono-entaillée



Figure IV-34 : Evolution de la longueur équivalente des fissures uniques fictives équivalentes aux réseaux

La comparaison des réseaux par l'intermédiaire des « profondeurs de fissures équivalentes », tirées des complaisances, réintroduit un ordre logique en termes de conditions dans lesquelles les réseaux ont été obtenus : le réseau 304 L-35.g ($\Delta T = 150^{\circ}$ C, 700 000 cycles), bien que moins ouvert au départ que le réseau 304 L-32.g ($\Delta T = 150^{\circ}$ C, 500 000 cycles) se propage plus vite que lui, qui lui-même se propage plus vite que 304 L-33.g ($\Delta T = 150^{\circ}$ C, 300 000 cycles). De même à nombre de cycles égal, la propagation des réseaux augmente (s'accélère) avec la variation de température ΔT : 304 L-32.g ($\Delta T = 150^{\circ}$ C, 500 000 cycles) par rapport à 304 L-34.g ($\Delta T = 125^{\circ}$ C, 500 000 cycles) d'une part et 304 L-31.g ($\Delta T = 200^{\circ}$ C, 300 000 cycles) par rapport à 304 L-33.g ($\Delta T = 150^{\circ}$ C, 300 000 cycles).

En conclusion, la propagation des réseaux en flexion 4 points cyclique a été analysée soit en termes de fissure dominante, soit en termes d'endommagement global.

Nous avons vu que la fissure dominante n'est pas nécessairement la fissure initialement la plus profonde, mais plutôt celle dont les conditions de propagation sont les plus sévères, en termes de profondeur, de position dans le réseau (centrale ou périphérique), et de rectitude du trajet de fissuration. La vitesse de propagation de la fissure dominante dépend beaucoup de la propagation éventuelle d'autres fissures du réseau. Si on compare la propagation de la fissure dominante à celle d'une fissure unique de même profondeur initiale, le retard à la propagation induit par le réseau varie selon le réseau en fonction de la morphologie de ses différentes fissures, sans corrélation directe avec les conditions thermomécaniques dans lesquelles le réseau a été généré.

Si on regarde plus globalement l'endommagement causé par le réseau par l'intermédiaire des complaisances et des profondeurs de fissure unique équivalente, alors une corrélation avec les conditions d'obtention du réseau semble exister : la croissance de la fissure équivalente est d'autant plus rapide que l'endommagement initial est important : celui-ci augmente avec ΔT et avec le nombre de cycles.

Néanmoins, ce n'est pas l'endommagement global qui est intéressant dans notre optique ; rappelons que nous cherchons à déterminer si une fissure issue d'un réseau peut devenir traversante. Le résultat essentiel est que le retard à la propagation induit par un réseau par rapport à la propagation d'une fissure unique, en charge imposée et dans les conditions de cette étude, varie entre 180 000 et 340 000 cycles, soit, en termes de durée de vie à l'amorçage, une durée de vie de 1,6 à 3 fois plus grande que la durée de vie d'une éprouvette mono-entaillée.

IV.1.5Essais sur éprouvettes multi-entaillées

Rappelons que toutes les entailles ont la même géométrie : il s'agit d'entailles usinées par électroérosion à fil de diamètre 0,3 mm, de 1,5 mm de profondeur, et espacées d'un entraxe de 1 mm (espace libre moyen entre deux fissures des réseaux). Nous avons effectué des essais sur éprouvettes à 2,3,5 et 9 entailles.

Deux exemples d'éprouvette multi-entaillée (2 et 9 entailles) sont donnés en Figure IV-35. Les géométries de toutes les éprouvettes multi-entaillées étudiées sont données en Annexe A.6.3. L'objectif des essais est d'étudier les effets d'écran existant entre deux ou plusieurs fissures traversantes.

Ces essais seront ensuite comparés aux essais sur réseaux. Dans le cas des réseaux, l'effet d'écran entre fissures parallèles intervient, mais il est accompagné d'un effet tridimensionnel dû à la morphologie du réseau. Les fissures, même si elles sont traversantes, ne sont pas planes et à fond rectiligne. Certaines ont des portions de trajet non sollicitées en mode I par la flexion plus ou moins importantes. En conséquences, elles progresseront moins vite que les fissures rectilignes, sans que l'effet d'écran ne joue un rôle.

Le deuxième objectif des essais sur éprouvettes multi-entaillées est ainsi de découpler l'effet d'écran de l'effet « de morphologie tridimensionnelle ».



Figure IV-35 : Géométrie d'éprouvettes de flexion multi-entaillées (2 et 9 entailles)

Idéalement, nous espérions qu'une fissure s'amorcerait au fond de chaque entaille. En pratique, cela n'a pas été le cas : systématiquement, des fissures se sont amorcées uniquement au fond des deux entailles les plus extérieures (Figure IV-36).



Eprouvette 304 L-61, 80 000 cycles



Eprouvette 304 L-64, 145 000 cycles



Eprouvette 304 L-60, 200 000 cycles



Eprouvette 304 L-65, 275 000 cycles



Eprouvette 304 L-63, 260 000 cycles

Figure IV-36 : Amorçage des fissures en fond d'entaille pour les différents types d'éprouvettes multientaillées

La Figure IV-36 montre que :

- dans le cas d'une éprouvette mono-entaillée, la fissure est droite, dans le prolongement de l'entaille ; elle est sollicitée en mode I uniquement ;

- dans le cas des éprouvettes multi-entaillées, les fissures qui s'amorcent sur les deux entailles les plus extérieures partent en biais, s'écartant l'une et l'autre du centre de l'éprouvette. Elles ne redeviennent verticales qu'après un certain temps de propagation : ces fissures, du fait de la présence des autres entailles, sont sollicitées en mode mixte, au moins au début de leur propagation. Le fait que les fissures ne s'amorcent que sur les entailles extérieures s'explique : les fissures extrémales n'ont de voisine que d'un seul côté ; elles subissent moins d'effet d'écran que les autres fissures et s'amorcent plus vite. Rappelons que le même phénomène a été observé sur les réseaux, pour lesquels des fissures placées en périphérie, et éventuellement même moins profondes, pouvaient devenir dominantes parce qu'elles subissaient moins d'effet d'écran que plus profondes.

Dans le cas des éprouvettes à 5 et 9 entailles, la fissure sur la deuxième entaille extérieure n'est apparue que très tardivement sur la face latérale avant, et s'est arrêtée rapidement : il n'y a pas eu de réelle compétition entre ces fissures, relativement éloignées.

Dans le cas de l'éprouvette à 3 entailles, les deux fissures sont apparues quasiment simultanément (respectivement après 130 000 et 135 000 cycles), mais la deuxième fissure s'est stabilisée au bout de 15 000 cycles de propagation seulement, tandis que la première fissure s'est alors comportée comme une fissure isolée.

L'éprouvette à deux entailles est la seule à avoir présenté une réelle compétition entre les fissures. Les deux fissures amorcées étaient dans ce cas très proches, et ont subi un fort effet d'interaction. Le retard dû à l'effet d'écran peut-être estimé ici à 100 000 cycles, en comparaison à une éprouvette mono-entaillée (Figure IV-37).



Figure IV-37 : Propagation de 1,7 à 8 mm des fissures de l'éprouvette à deux entailles 304 L-60. Comparaison avec l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61

Le fait que toutes les entailles n'ont pas donné naissance à des fissures, et que sur chaque éprouvette les deux fissures ne se sont pas amorcées simultanément a fortement diminué l'intérêt de ces essais. Ils nous ont néanmoins permis de constater que l'effet d'écran joue bel et bien un rôle important, et que les fissures périphériques sont en conséquence favorisées ; ceci confirme ce que nous avions déjà constaté lors des essais sur les éprouvettes à réseaux.

IV.2 Observations fractographiques

Les faciès de rupture obtenus sur les fissures issues des fonds d'entailles, de même que sur les fissures dominantes des réseaux sollicités en flexion ont été observés en microscopie électronique à balayage. Au niveau des entailles, les faciès de rupture sont très matés. Dans le cas des éprouvettes à réseaux, la démarcation entre les zones de fatigue thermique et de flexion est très nette, même après désoxydation chimique des faciès de rupture de fatigue thermique, et ce, quel que soit le grossissement (Figure IV-38). Pour les éprouvettes à réseaux comme pour les éprouvettes entaillées, des stries de fatigue sont visibles sur le faciès de rupture après 1 à 2 mm de propagation (Figure IV-39). Ces stries sont de plus en plus espacées à mesure que l'on s'éloigne des fonds d'entailles, ou de la zone de fatigue thermique. Cet interstrie croissant est dû à l'augmentation de la variation du facteur d'intensité de contraintes avec la profondeur des fissures dans l'essai de flexion 4 points (rappelons que les essais sont effectués en charge imposée).



Figure IV-38 : Détails de la zone de transition entre fatigue thermique et flexion 4 points : éprouvette 304 L-32.g



Figure IV-39 : Stries de fatigue observées sur l'éprouvette 304 L-31.g sollicitée en flexion

Les marquages par changement de rapport R_p nous ont permis de connaître la forme des fronts de fissures. Dans le cas des éprouvettes entaillées, ces fronts sont assez proches de ceux d'une fissure bande Figure IV-40 (a), en revanche, dans le cas des réseaux, le front dépend beaucoup du front de fissure en fin d'essai de fatigue thermique. En particulier, si la fissure de fatigue thermique dont nous observons le faciès résulte de la coalescence de deux fissures de profondeurs très différentes, le front sera très éloigné de celui d'une fissure bande Figure IV-40 (b).



(a) Eprouvette mono-entaillée 304 L-61

(b) Eprouvette à réseau 304 L-32.g

Figure IV-40 : Forme des fronts de fissures après essai de flexion sur éprouvette mono-entaillée et sur réseau

IV.3 Simulation numérique des essais de propagation

IV.3.1Principe

Une éprouvette de flexion 4 points a été modélisée sous CASTEM2000 en 2 dimensions en contraintes planes. Le maillage est conçu de telle sorte qu'un remaillage automatique soit possible, au fur et à mesure que la profondeur maximale de la (ou des) fissure(s) augmente. Il est décomposé en plusieurs boîtes imbriquées, maillées de plus en plus finement au fur et à mesure que l'on s'approche de la pointe de la fissure.

Le calcul peut être décrit par l'organigramme de la Figure IV-41. Cet organigramme est valable qu'il s'agisse de la propagation d'une ou de plusieurs fissures parallèles.

Les données d'entrées sont : les coefficients et exposant de la loi de Paris, le nombre de fissures initiales, la variation de charge ΔP appliquée et le nombre de cycles dN sur lequel on discrétise la propagation. Ce pas de calcul choisi correspond à dN = 1000 cycles pour des raisons de temps de calculs. Nous montrons en Annexe I que les résultats de la simulation de la propagation d'une fissure sont peu dépendants de la valeur du pas de calcul adopté pour des valeurs de dN entre 100 et 1000 cycles.

Le calcul se fait en considérant le matériau élastique et isotrope : expérimentalement, l'essai est en effet réalisé dans des conditions de plasticité confinée en pointe de la fissure (cf. Annexe F). Les variations de facteurs d'intensité de contrainte ΔK_i sont calculés par une méthode de type CTOD suivant la procédure SIF (Stress Intensity Factor) du code CASTEM2000 pour chaque fissure ; ils prennent en compte la présence des fissures voisines par l'intermédiaire des contraintes.

A partir de ces ΔK_i , la progression de chaque fissure est calculée par la loi de Paris, et les nouvelles longueurs de fissures sont prises en compte pour le remaillage de l'étape suivante.

Les lois de Paris ont été déterminées par la méthode de la sécante (cf. Annexe G.2) sur les barreaux mono-entaillés testés en flexion (sur les matériaux 304 L – B et 304 L sur barreaux d'épaisseur B = 6 mm). Les longueurs de fissures sont celles obtenues par la caméra sur la face latérale avant, et la variation du facteur d'intensité de contrainte est obtenue par la formule de la norme A 03-404 [AFN-91].



Figure IV-41 : Organigramme du calcul de la propagation de(s) fissure(s) sous chargement de flexion 4 points

Après cette présentation générale du principe de calcul, les paragraphes IV.3.2 et IV.3.3 présentent respectivement les simulations d'éprouvettes entaillées et d'éprouvettes à réseaux.

IV.3.2Eprouvettes entaillées

Nous traiterons successivement les cas de 1 entaille centrale, deux entailles, puis neuf entailles. Dans ces modélisations, les éprouvettes seront considérées non comme entaillées mais comme préfissurées, les fissures présentes ayant une taille initiale de 1,5 mm correspondant à la profondeur de l'entaille.

IV.3.2.a Eprouvette mono-entaillée

Dans l'organigramme Figure IV-41, le cas de l'éprouvette mono-entaillée correspond à celui où N = 1, il n'y a pas de distance inter-fissure, et seul a_1 est pris en considération. Le maillage décrit en Figure IV-42 est très raffiné au voisinage de la fissure : l'objectif est d'avoir des éléments suffisamment petits en pointe de fissure pour que le calcul des facteurs d'intensité de contrainte soient précis.



Figure IV-42 : maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points et détails pour une fissure initiale de longueur 1,5 mm

Le remaillage s'applique sur la densité des éléments de la petite boîte centrale de côté 2a (a étant la longueur de la fissure). La Figure IV-43 montre le maillage, quand la fissure a atteint 8 mm de longueur. Les éléments en pointe de fissure restent fins, proportionnellement à la taille de la fissure.



Figure IV-43 : Maillage 2D d'une éprouvette de flexion 4 points, détail d'une fissure de 8 mm

La Figure IV-44 compare les résultats de la simulation numérique aux données expérimentales relevées sur l'éprouvette mono-entaillée 304 L-B-50. La courbe de propagation de la simulation numérique est décalée du nombre de cycles à l'amorçage en fond d'entaille sur l'éprouvette monoentaillée. On constate que la corrélation est satisfaisante, même si le début de propagation simulée est plus rapide que dans le cas de l'éprouvette réelle entaillée mécaniquement, ce qui nous permet de valider la méthode de calcul.



Figure IV-44 : Comparaison simulation / expérience sur l'éprouvette mono-entaillée 304 L – B-50

IV.3.2.b Eprouvette à deux entailles

Pour simuler le comportement des éprouvettes bi ou multi-entaillées, nous avons appliqué la même méthode que pour simuler le comportement des éprouvettes mono-entaillées. L'étude est menée ici sur le 304 L.

Nous simulons maintenant le comportement de deux fissures identiques de 1,5 mm de longueurs initiales et distantes de 1 mm (rappelons que cette distance correspond au pas moyen des fissures dans les réseaux de fatigue thermique), placées symétriquement par rapport au milieu de l'éprouvette. Les deux fissures initiales sont supposées égales, de 1,5 mm de profondeur et distantes de 1 mm.

Il convient de noter que, comme le maillage n'est pas parfaitement symétrique, une fissure prend, dès la première itération, une légère avance sur l'autre : une très faible différence de la variation du facteur d'intensité de contrainte calculé par la procédure SIF, conduit à une variation de l'incrément de fissure da sensible. On aurait pu chercher à réduire cette instabilité du maillage en imposant des symétries et en maillant complètement « à la main » , sans utiliser d'opérateur SURF, qui par défaut peut utiliser des triangles, moins stables que des élements quadratique à 8 noeuds. Des améliorations de cet ordre pourraient être apportées pour rendre plus stables ces calculs.

Nous n'avons pas développé ce point, et considérons dans la suite que nos deux fissures ne sont pas strictement de même longueurs, mais de longueurs initiales $a_1 = 1,507$ mm pour l'une et $a_2 = 1,5$ mm pour l'autre. Les résultats de cette simulation sont comparées à la propagation expérimentale de l'essai sur éprouvette mono-entaillée 304 L-61 (Figure IV-45). Jusqu'à 50 000 cycles environ, les deux fissures progressent de façon identique. En poursuivant le calcul, la fissure 2 prend progressivement de l'avance sur la fissure 1. Par effet d'écran de la part de la fissure 2, la fissure 1 voit sa progression ralentir progressivement jusqu'à s'arrêter vers 120 000 cycles. La vitesse de propagation de la fissure 2 accélère alors et se rapproche de celle d'une fissure unique, comme le montre la comparaison à la courbe expérimentale de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61.



Figure IV-45 : Comparaison simulation d'une éprouvette à deux entailles / expérience sur l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61

Nous avons ensuite simulé des éprouvettes avec divers nombres de fissures (3, 5 et 9). Les propagations des 2 fissures les plus profondes des simulations d'éprouvettes à 3,5 et 9 fissures sont comparées en Figure IV-46 à la simulation de l'éprouvette bi-entaillée et à la propagation expérimentale de l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61. Les résultats de l'essai à 9 fissures sont détaillés en IV.3.2.c. Expérimentalement, des fissures ne s'amorçaient qu'aux entailles extérieures : dans la simulation, un phénomène similaire se produit : toutes les fissures se propagent, mais les deux fissures extérieures sont celles qui se propagent le plus rapidement, et la fissure dominante est nécessairement l'une d'entre elles.



Figure IV-46 : Propagation de fissures en flexion 4 points : comparaisons des propagations des deux fissures les plus profondes des éprouvettes à 2, 3, 5, et 9 fissures à la propagation expérimentale sur l'éprouvette mono-entaillée 304 L-61

Plus le nombre de fissures est important, plus les fissures dominées se propagent (la plus profonde atteint 6 mm avant de se stabiliser pour la simulation à 9 fissures). Plus le nombre de fissures est important, moins la fissure dominante se propage vite : elle ne reprend une vitesse comparable à la fissure unique qu'à partir du moment où toutes ses concurrentes, et en particulier l'autre fissure périphérique sont stabilisées. Le comportement que l'on retrouve ici est comparable à celui rencontré sur les éprouvettes à réseaux.

IV.3.2.c Eprouvette à neuf entailles

Sur l'éprouvette à 9 entailles, les 9 fissures sont repérées, pour une meilleure lisibilité, par des lettres de a à i, et de gauche à droite. Les fissures a et i sont donc les fissures situées aux extrémités du système de fissures tandis que e est la fissure centrale. Les

Figure IV-47 et Figure IV-48 suivantes présentent respectivement un extrait du maillage après 60 000 cycles de propagation et les propagations de l'ensemble des fissures, tandis que la Figure IV-49 détaille le comportement de la propagation des fissures centrales. Pour faciliter la lecture, les flèches désignant les fissures en

Figure IV-47, reprennent les couleurs utilisées pour les propagations des dites fissures dans les deux figures suivantes.



Figure IV-47 : Propagation de fissures par flexion 4 points : simulation à 9 fissures, détails du maillage après 60 000 cycles de propagation

Comme le montre la Figure IV-47, après 60 000 cycles, les fissures extérieures a et i ont déjà pris de l'avance sur les fissures centrales. Ces deux fissures présentent des avances significatives, et l'une des deux, i en l'occurrence, commence à prendre de l'avance sur a après 150 000 cycles. Les autres fissures se propagent très peu (entre 0,06 et 0,12 mm cf. Figure IV-49) avant d'atteindre une stabilisation.



Figure IV-48 : Propagations de fissures en flexion 4 points : simulation des propagation des 9 fissures

Analysons plus finement la propagation des 7 fissures centrales b à h. L'échelle selon l'axe des ordonnées adoptée en Figure IV-48 permet de se rendre compte que l'on peut en fait distinguer plusieurs comportements : les fissures b et h, voisines immédiates des fissures extrémales, se stabilisent très vite, après 75 000 cycles environ ; g et c, les voisines intérieures de h et b respectivement, se stabilisent ensuite, à une longueur un peu plus grande, vers 135 000 cycles. Enfin, les 3 fissures centrales, d, e, et f se stabilisent en dernier à une longueur encore un peu plus grande après 175 000 cycles. Le comportement quasi identique des fissures symétriques se comprend bien.



Figure IV-49 : Simulation de la propagation de 9 fissures identiques en flexion 4 points, détail du comportement des fissures centrales

La Figure IV-50 présente, pour quatre nombres de cycles différents, les tailles des 9 fissures. Cette figure permet de mettre en évidence les points suivants : les fissures a et i se sont détachées dès le début (dès 1000 cycles). Mais en ce début de cyclage, plus les fissures sont centrales, moins elles se développent. A 80 000 cycles, la situation a déjà changé : les voisines immédiates de a et i sont arrêtées, tandis que leurs voisines intérieures, c et g, sont les plus grandes des fissures centrales. A 150 000 cycles, ce sont au contraire d, e et f qui sont les plus grandes des fissures centrales.



Figure IV-50 : Evolution de la longueur des 9 fissures en fonction du nombre de cycles

Au tout début de la simulation, les fissures sont de même longueur. A priori, l'effet d'écran est maximal pour la fissure centrale, et minimal pour les fissures extrémales, qui n'ont qu'une voisine immédiate. Ceci va donc se traduire par une avancée de fissure plus importante pour les fissures extrémales, et de moins en moins importante lorsque l'on se rapproche du centre : c'est bien ce que l'on constate à 1 000 et 10 000 cycles.

Les fissures extrémales prennent beaucoup d'avance, et leur influence sur leurs voisines immédiates, b et h, devient telle que la propagation de celles-ci se trouve fortement ralentie puis cesse. L'effet d'écran sur c et g dû à b et h diminue ; c et g bien que subissant les effets d'écran dus à a et i, se propagent audelà de b et h : la situation est alors celle observée à 80 000 cycles.

Le mécanisme se poursuit, et finalement, seules les fissures les plus éloignées des fissures extérieures peuvent encore se propager : d, e, et f s'influencent mais profitent de l'arrêt de leur voisines immédiates pour continuer à se propager, car elles sont encore suffisamment loin de a et i pour que leur influence se sente : on obtient la situation présentée à 150 000 cycles. Finalement a et i finissent par provoquer l'arrêt des fissures centrales, et elles ne sont plus en compétition que l'une avec l'autre.

De cette simulation nous retiendrons que le mécanisme des effets d'écran est bien mis en évidence sur un cas 'simple' où toutes les fissures sont initialement identiques et la distance inter-fissure constante. Le comportement décrit par la simulation semble satisfaisant (les évolutions en terme de longueur de fissures en fonction du nombre de cycles sont logiques), et elle est donc applicable à des réseaux de fissures bandes.

IV.3.3Eprouvettes à réseaux

Nous nous proposons ici d'appliquer le même type de modélisation pour simuler la propagation d'un réseau de fissures bandes parallèles traversantes, de paramètres caractéristiques égaux à ceux des réseaux obtenus expérimentalement. Les paramètres caractéristiques utilisés sont les distances interfissures et les profondeurs des fissures mesurées sur la face avant des éprouvettes de flexion 4 points, avant essai de flexion.

Deux réseaux ont ainsi été modélisés : un réseau dont les paramètres sont ceux de l'éprouvette 304 L-35.g un autre dont les paramètres sont ceux de l'éprouvette 304 L-32.g. La Figure IV-51 montre à titre d'exemple le maillage utilisé pour modéliser le second de ces réseaux.



Figure IV-51 : Maillage de l'éprouvette de flexion à réseau de fissures bandes parallèles de caractéristiques analogues à celles du réseau 304 L-32.g

Dans cette simulation, on s'attend à ce que la source majeure de différence entre la simulation et l'expérience vienne de la morphologie du réseau réel.

IV.3.3.a Simulation d'un réseau avec les paramètres du 304 L-35.g

Le réseau 304 L-35.g est un des plus simple à modéliser : seule 4 fissures sont débouchantes sur la face latérale avant (fissures d à g planche 11).

Les résultats de calcul montrent que les fissures e et g se propagent de façon non significative ; la propagation des seules fissures d et f qui se développent est présentée en Figure IV-52. C'est la fissure f

qui domine numériquement à partir de 75 000 cycles. Expérimentalement, la fissure f domine initialement, mais c'est la fissure d qui dominera à partir de 175 000 cycles. La morphologie tridimensionnelle du réseau réel, non prise en compte dans la modélisation, explique la divergence modélisation / expérience.



Figure IV-52 : Simulation de la propagation du réseau de fissures bandes avec paramètres du réseau 304 L-35.g ; comparaison avec les propagations observées expérimentalement

IV.3.3.b Simulation du réseau 304 L-32.g

Le réseau 304 L-32.g présente 9 fissures débouchantes sur la face latérale avant (fissures a à i). Compte tenu des temps de calculs, la simulation n'a été menée que jusqu'à la sélection de la fissure dominante. La Figure IV-53 présente les résultats de la simulation et les compare aux propagations expérimentales.



Figure IV-53 : Simulation de la propagation du réseau de fissures bandes avec paramètres du réseau 304 L-32.g ; comparaison avec les propagations observées expérimentalement

Par la simulation comme expérimentalement, 7 fissures sur les 9 ne se propagent pas de façon significative de par les effets d'écran dus aux fissures b et g qui, elles, se développent. La compétition

entre b et g pour devenir dominante est sévère. Numériquement, c'est la fissure g qui va dominer. Expérimentalement, la fissure b gagne la compétition. Nous avons montré (Planche 8) que la fissure b ne domine que parce que la fissure g est ralentie par un pont de matière qu'elle a du mal à franchir. Ici encore, c'est l'effet de morphologie tridimensionnelle qui joue. En conclusion, le modèle basé sur un réseau de fissures bandes parallèles simule bien les effets d'écran, mais ne rend pas compte, par essence, des effets de morphologie tridimensionnelle. C'est dans cette voie que les efforts sur la modélisation devraient être portés dans l'avenir. Les résultats obtenus sont toutefois encourageants et restent conservatifs : le retard à la propagation prédit par la simulation est inférieur au retard observé expérimentalement. Comparé au modèle basé sur la propagation de la seule fissure dominante, la simulation d'un réseau autorise à réduire les marges de sécurité.

Synthèse et résumé :

>Des essais de fissuration par fatigue en flexion 4 points isotherme à charge imposée ont été réalisés à température ambiante sur des éprouvettes avec réseau de fatigue thermique, sur des éprouvettes mono-entaillées, et sur des éprouvettes multi-entaillées.

≻Lors des essais sur éprouvettes avec réseau, toutes les fissures ne se propagent pas, et parmi celles qui se propagent, une d'entre elles devient dominante. Il s'agit ou bien d'une fissure située en périphérie du réseau, ou bien d'une fissure centrale présentant un trajet plus rectiligne que ses voisines. Deux phénomènes jouent dans la sélection de la fissure dominante : les effets d'écran entre fissures parallèles, qui favorisent les fissures périphériques, et la morphologie tridimensionnelle des fissures, qui favorise les fissures rectilignes.

>Quand toutes les autres fissures se sont stabilisées, la vitesse de propagation de la fissure dominante se rapproche de celle de la fissure unique amorcée en fond d'entaille sur une éprouvette mono-entaillée.

≻La fissure dominante présente un retard significatif à la propagation par rapport à la propagation d'une fissure unique. Ce retard à la propagation dépend de la morphologie du réseau, elle-même dépendante des conditions d'obtention du réseau.

Les essais sur éprouvettes multi-entaillées devaient permettre d'étudier les effets d'écran en s'affranchissant des effets de morphologie tridimensionnelle des fissures. En fait, seules les entailles les plus extérieures ont donné lieu à un amorçage de fissures. Ces essais ont permis de mettre en évidence l'importance de l'effet d'écran et de visualiser le mode mixte qu'il induit.

≻La propagation de fissures bandes parallèles équidistantes et de longueurs initiales égales a été modélisée par éléments finis en 2D en élasticité. Le modèle prend en compte les effets d'écran entre fissures parallèles et donne des résultats satisfaisants.

➢ Appliqué à des réseaux de fissures bandes parallèles non équidistantes et de longueurs inégales, le même modèle n'est pas tout à fait satisfaisant d'un point de vue résultats quantitatifs comparés aux mesures expérimentales sur réseaux de faïençage réels. Néanmoins il rend bien compte qualitativement des effets d'écran, du mécanisme associé de sélection d'une fissure dominante, et du retard à sa propagation comparée à celle d'une fissure unique. La prise en compte par le modèle du caractère tridimensionnel de la morphologie des réseaux réels devrait permettre d'en améliorer le caractère prédictif. Ce modèle constitue cependant un progrès par rapport à l'approche consistant à modéliser un réseau par une fissure unique de longueur égale à la profondeur maximale du réseau.

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

En mai 1998, une fuite de liquide primaire a eu lieu sur une portion du circuit de refroidissement de réacteur à l'arrêt (RRA) d'une centrale nucléaire de type REP de dernière génération (palier N4 de Civaux 1). Une fissure traversante s'était amorcée en pied de cordon de soudure sur la face interne du coude. Ce coude était situé dans une zone de mélange de fluides chaud et froid. De part et d'autre de la soudure, des réseaux de faïençage ont été découverts lors de l'expertise. L'incident a été attribué à un phénomène de fatigue thermique et a incité le CEA, EDF et FRAMATOME à étudier de très près les endommagements par faïençage thermique des aciers inoxydables austénitiques utilisés dans ces circuits.

L'objectif de la présente étude était d'une part d'obtenir en laboratoire des réseaux de faïençage thermique pour des conditions proches de celles du RRA, de déterminer leurs conditions d'amorçage et de les analyser, et d'autre part d'étudier la stabilité de ces réseaux sous un chargement mécanique ultérieur.

Nous avons mené dans un premier temps une étude bibliographique (chapitre I) qui nous a permis de mettre en évidence les différents points ci-dessous.

- Divers mécanismes physiques peuvent être à l'origine de l'apparition de fissuration multiple ou de faïençage : il peut s'agir par exemple d'un phénomène de retrait dans le cas des argiles qui se craquellent en se desséchant, ou d'un phénomène de chocs thermiques répétés dans le cas des cylindres de laminoir ou des disques de frein, ou bien encore de mécanismes de corrosion sous contrainte. Dans les circuits de centrales nucléaires, de tels endommagements ont été observés localement, là où il y a mélange imparfait ou stratification de fluides de différentes températures. Ces endommagements ont alors été attribués à de la fatigue thermique.

- Deux approches sont utilisées pour étudier la fatigue thermique : une approche thermomécanique sur éprouvette « élément de volume », dans laquelle les variations de température et les déformations mécaniques sont imposées à une éprouvette, et une approche par fatigue sous contraintes thermiques, utilisant une éprouvette « structure » dans laquelle les contraintes résultent exclusivement des gradients de température dans la pièce elle-même.

- Les résultats de la littérature sur la propagation de fissures multiples (fissures planes parallèles) ont montré deux types d'effets essentiellement : les effets d'écran entre fissures parallèles, et les effets d'attraction entre fissures colinéaires. Les effets d'écran en particulier nous ont permis d'expliquer le comportement des fissures de réseau sous chargement mécanique additionnel.

Dans l'industrie nucléaire, la compréhension de la fatigue thermique nécessite souvent la mise en œuvre de dispositifs instrumentés reproduisant les portions de circuits incriminées. Ces dispositifs sont coûteux à mettre en œuvre et ils sont difficilement comparables entre eux. Il s'avère donc intéressant de disposer également d'essais plus « analytiques ». C'est ce type d'essais qui a été utilisé et analysé dans le présent travail. L'objectif était d'étudier de façon analytique la formation et la stabilité des réseaux de faïençage. Le dispositif SPLASH du SRMA, de type « fatigue sous contraintes thermiques », était approprié. L'originalité de l'étude a été l'utilisation du dispositif SPLASH pour générer des réseaux de fissures dans les conditions thermiques proches de celles des RRA sur acier AISI 304 L, et l'étude de leur stabilité sous chargement additionnel. En parallèle de cette étude, la thèse de N. Haddar [HAD-03] a traité de l'amorçage en fatigue thermomécanique sur élément de volume.

Dans le chapitre II, nous avons caractérisé mécaniquement et microstructuralement le matériau central de l'étude, qui est un acier inoxydable austénitique X2 CrNi18-09 (AISI 304 L). De structure CFC, il est sensible à la transformation martensitique par déformation plastique. Il présente un taux de ferrite résiduelle variant de 1% en peau à 4% à cœur, cette ferrite influe sur la distribution des tailles de grain d'austénite. En fatigue oligocyclique isotherme à 320°C et à 165°C, le matériau présente un phénomène de durcissement secondaire pour de faibles niveaux de déformation totale imposée. La loi de comportement du matériau a été déterminée à 165°C à partir des essais de fatigue oligocyclique ; les lois de Paris à l'ambiante et à 320°C ont été déterminées à partir d'essais de fissuration par fatigue sur éprouvettes CT.

Le chapitre III est centré sur l'obtention et l'étude des réseaux en fatigue thermique. Dans le dispositif SPLASH utilisé, une éprouvette parallélépipédique est chauffée par effet Joule et refroidie cycliquement sur deux faces opposées par aspersion d'un mélange d'eau distillée et d'air comprimé. Les paramètres de l'essai sont la température maximale (T_{max}) et la variation de température imposée en surface lors de la trempe (ΔT). Les réseaux générés par la fatigue thermique ont été traités par analyse d'images en surface au cours de l'essai et en profondeur post-mortem, après abrasion contrôlée couche par couche.

Deux types d'amorçages ont été observés : des amorçages sur des lignes de glissement, similaires à des amorçages classiques en fatigue oligocyclique isotherme, et des amorçages souvent triples sur des défauts de type retassures. La ferrite résiduelle ne semble pas jouer de rôle sur l'amorçage. Les nombres de cycles à l'amorçage augmentent quand la variation de température de sollicitation diminue : 190 000 cycles pour $\Delta T = 125^{\circ}C$, 80 000 pour $\Delta T = 150^{\circ}C$ et 60 000 pour $\Delta T = 200^{\circ}C$.

En ce qui concerne la propagation des fissures des réseaux, la présence de la ferrite ne perturbe pas la propagation des fissures en surface, mais elle constitue parfois un obstacle à la propagation en profondeur : les fissures sont parfois arrêtées ou déviées par des îlots de ferrite.

L'étude de la morphologie des réseaux par analyse d'images a conduit aux résultats suivants :

- il n'y a pas de différences notables entre les réseaux générés dans l'acier 304 L et ceux générés dans l'acier 316 L(N), sous mêmes sollicitations thermiques pour $\Delta T = 150$ et $\Delta T = 200^{\circ}$ C,

- pour $\Delta T = 125$ °C, la résistance de l'acier 304 L semble moins bonne que celle de l'acier 316 L(N) (amorçage à 190 000 cycles pour le 304 L, et pas d'amorçage constaté à 1.10⁶ cycles pour le 316 L(N) dans une précédente étude),

- les réseaux ne se stabilisent pas en surface avant 450 000 cycles pour une sollicitation de $\Delta T = 150^{\circ}$ C, que ce soit en termes de longueur fissurée, de densité de fissures ou de nombre de points triples ; en termes de profondeur maximale, la stabilisation est atteinte à partir de 500 000 cycles, à 2,5 mm de profondeur,

- les paramètres *profondeur maximale* (a \approx 2,5 mm) et *pas* (\approx 1 mm) du réseau sont proches de ceux observés sur site,

- les fissures des réseaux générés sous $\Delta T = 150^{\circ}$ C présentent deux orientations privilégiées : l'axe de l'éprouvette et sa perpendiculaire ; les réseaux sollicités à $\Delta T = 200^{\circ}$ C sont plus équilibrés, ils ne présentent pas d'orientations privilégiées,

- pour un nombre de cycles constant, la surface faïencée et la profondeur maximale atteinte augmentent avec ΔT .

La morphologie et les paramètres quantitatifs des réseaux étudiés, en surface au cours de la constitution du réseau, et après essai sur les plans parallèles à la surface, constituent une base de données essentielle pour la comparaison des réseaux générés sur le dispositif SPLASH aux réseaux réels apparus sur site.

Les nombres de cycles à l'amorçage des réseaux obtenus expérimentalement sur essais SPLASH ont été comparés à ceux obtenus par la courbe de dimensionnement à la fatigue des centrales nucléaires de type REP (code RCC-M) en utilisant la notion de variation de contrainte élastique fictive équivalente au chargement thermique, proposée par Marini [MAR-88]. Les résultats montrent que, au moins aux niveaux de chargement thermique étudiés, la courbe de dimensionnement à la fatigue mécanique peut être utilisée pour prévoir l'amorçage en fatigue thermique.

La modélisation de l'essai SPLASH par éléments finis, utilisant la loi de comportement élastoplastique déterminée expérimentalement, a permis d'évaluer les contraintes en surface et en profondeur dans l'éprouvette. Les contraintes calculées sont quasiment équibiaxées au centre de la zone de trempe ; ce résultat repose néanmoins sur l'hypothèse que les conditions de chargement thermique sont uniformes sur toute la surface dans la zone de trempe.

La stabilité des réseaux sous sollicitations mécaniques a été étudiée au chapitre IV, grâce à des essais de flexion 4 points sur éprouvettes usinées dans les barreaux d'essais SPLASH fatigués thermiquement, donc présentant des réseaux bien établis. Les essais ont été réalisés en charge imposée. Les vitesses de propagation des fissures des réseaux ont été comparées aux vitesses de propagation de fissures amorcées à partir d'entailles mécaniques sur barreaux de même géométrie, sollicités en fatigue par flexion 4 points sous les mêmes conditions de chargement.

Les fissures d'un réseau se propagent toujours plus lentement qu'une fissure plane unique. Cela est dû à deux causes. D'une part les fissures exercent les unes sur les autres un effet d'écran d'autant plus important que le réseau est dense. D'autre part les fissures des réseaux ne sont pas des fissures bandes ; leur morphologie tridimensionnelle fait qu'elles ne sont pas sollicitées en mode I, mais en mode mixte.

Les essais ayant été réalisés en charge imposée, une fissure arrive toujours à dominer. Une fois la fissure dominante "sélectionnée", sa vitesse rejoint celle d'une fissure unique. Autrement dit, une fissure issue d'un réseau présente seulement un « retard à la propagation » par rapport à une fissure unique. L'importance de ce retard est liée à la sévérité de la compétition entre les fissures. Là encore, les effets d'écran entre fissures et leur morphologie tridimensionnelle (donc leur multimode de sollicitation) jouent un rôle important.

Une modélisation 2D par éléments finis en élasticité de la fissuration par fatigue en flexion 4 points nous a permis de reproduire les vitesses de propagation de fissures isolées. Le même type de modélisation appliqué à des fissures parallèles met bien en évidence les effets d'écran. Appliquée à des réseaux de fissures, elle prend en compte les effets d'écran entre fissures parallèles mais pas les effets tridimensionnels ; elle sous-estime alors en général le temps de sélection de la fissure dominante. En revanche elle permet de retrouver l'ordre de grandeur des retards mesurés expérimentalement.

Pour se rapprocher des conditions réelles, et répondre avec plus d'exactitude au problème industriel, plusieurs points pourraient être approfondis.

Un seul essai a été effectué à $\Delta T = 125^{\circ}$ C. D'autres essais à $\Delta T \le 125^{\circ}$ C permettraient d'établir une limite d'endurance à 10⁶ cycles par exemple pour laquelle il n'y aurait pas amorçage.

Un nouveau paramètre quantitatif d'analyse d'images pourrait être défini et étudié, pour affiner la notion de stabilisation des réseaux en profondeur. Nous avons vu que la profondeur maximale du réseau (2,5 mm) était atteinte (par une fissure au moins) à 500 000 cycles. Mais le réseau lui-même n'est peutêtre pas stabilisé : il faudrait vérifier que le réseau dans son ensemble est stabilisé à 500 000 cycles, et pas seulement la profondeur de la plus longue fissure.

Une tentative de modélisation de la propagation de fissures multiples en fatigue thermique est présentée en Annexe H : l'hypothèse de germination simultanée de toutes les fissures du réseau conduit à une sous estimation de la vitesse de croissance des fissures. Une hypothèse de germination continue, couplée à un paramètre quantitatif tel que l'évolution de la densité de fissures pourrait améliorer cette modélisation.

L'étude de la stabilité des réseaux sous chargements mécaniques pourrait être complétée par des essais à déformation imposée. En effet, nos essais de flexion 4 points ayant été réalisés à charge imposée, une fissure finissait toujours par dominer. A déformation imposée au contraire, on peut penser qu'après une phase de croissance, le réseau se stabilisera.

Enfin, la modélisation du comportement des réseaux de fissures sous chargement mécanique pourrait être améliorée par une prise en compte des effets tri-dimensionnels.

BIBLIOGRAPHIE

[AFN-90] AFNOR, A 03-403 Produits métalliques : pratique des essais de fatigue oligocyclique, décembre 1990.

[AFN-91] AFNOR, A 03-404 Produits métalliques : pratique des essais de vitesse de propagation de fissure en fatigue, juin 1991.

[ALA-97] R. ALAIN, P. VIOLAN, J. MENDEZ, Low cycle fatigue behavior in vacuum of a 316 L type austenitic stainless steel between 20 and 600°C. Part I : fatigue resistance and behavior, Materials Science and Engineering A 229, p. 87-94, 1997.

[ARG-96] D. ARGENCE, *Endommagements couplés de fatigue et de fluage sous chargement multiaxial appliqué à un acier inoxydable austénitique*, thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 1996.

[ASN-sd] AUTORITE DE SURETE NUCLEAIRE, *Qu'est ce qu'une centrale nucléaire ?*, [en ligne]. Adresse URL : http://www.asn.gouv.fr/domaines/reacteursaesp/1/index1.asp.

[BAK-86] R.T. BAKKER, *Dinosaur Heresies*, William Morrow Inc., 1986 {traduit en français : Le ptérodactyle rose et autres dinosaures, Armand Colin et Raymond Chabaud ed., 1990}.

[BAR-97] J. BARRALIS, G. MAEDER, Précis de métallurgie - élaboration, structures-propriétés, normalisation, éditions Nathan, 1997.

[BAT-97] C. BATHIAS, J.-P. BAÏLON, La fatigue des matériaux et des structures, 2^{ième} édition revue et augmentée, éditions Hermès, 1997.

[BAY-89] H. BAYERLEIN, H.-J. CHRIST, H. MUGHRABI, *Plasticity induced martensitic transformation during cyclic deformation of AISI 304 L stainless steel*, Materials Science and Engineering A 114 L11-L16, 1989.

[BEA-sd] J. BEAUCHAMP, *Les argiles*, [en ligne]. Adresse URL : http://www.u-picardie.fr/-beaucham/msrt/argiles.htm.

[BUC-76] C.B. BUCHALET, W.H. BAMFORD, *Stress intensity factors for continuous surface flaws in reactor pressure vessels*, Mechanics of crack growth, ASTM STP 590, p. 385-402, 1976.

[BUR-87] H. BURLET, *Fatigue thermomécanique : application aux outillages de coulée par centrifugation*, thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 1987.

[BUE-56] W.R. BUESSEM, *Thermal shock*, High Temperature Technology, John Wiley / Chapman & hall eds., p. 460-483, 1956.

[BYU-00] BYUNG SUP RHO, HYUN UK HONG, SOO WOO NAM, *The effect of δ-ferrite on fatigue cracks in 304L steels*, International Journal of Fatigue, vol. 22, p. 683-690, 2000.

[CAI-81] G. CAILLETAUD, J.-P. CULIE, H. KACZMAREK, Description et simulation numérique d'essais defatigue thermique sur éprouvette lisse, La recherche aérospatiale, N°2, p. 85-97, 1981.

[CAM-85] M. CAMPANI, L. LUNVEN, *Fissuration d'un coude en acier inoxydable austénitique du circuit d'injection de sécurité du réacteur Bugey 3*, Proceedings du Colloque International de Fontevraud, 2-6 Septembre 1985, p.148-156, 1985.

[CHR-96] H.-J. CHRIST, H. MUGHRABI, S. KRAFT, F. PETRY, R. ZAUTER, K. ECKERT, *The use of plastic strain control in thermomechanical fatigue testing, Fatigue under thermal and mechanical loading*, J. Bressers and L. Rémy eds., Kluwer Ac. Pub., p.1-14, 1996.

[DEG-81] G. DEGALLAIX, J. FOCT, La fatigue thermique 1. Aspects expérimentaux, Mécanique, Matériaux, Eléctricité N°382, p. 338-347, 1981.

[DEG-87] S. Degallaix, J. Foct, L'azote dans les aciers inoxydables austénitiques (I), Mém. Etudes Sci. – Rev. Métall., p.645-653, Décembre 1987.

[DIC-sd] Dictionnaire technique de peinture, URL www.chez.com/vaissiere/dictionnaire_peint.htm.

[DOR-91] J.M. DORLOT, J.P. BAÏLON, J. MASOUNAVE, *Des matériaux*, édition de l'Ecole Polytechnique de Montréal, 1991.

[DRI-sd] DRIRE : DIRECTION REGIONALE DE L'INDUSTRIE, DE LA RECHERCHE, ET DE L'ENVIRONNEMENT, Anomalies génériques concernant les tuyauteries du circuit de refroidissement à l'arrêt, [en ligne]. Adresse URL : http://www.aquitaine.drire.gouv.fr/surete/RRA_N4.html.

[DUF-01] P. DUFRÉNOY, G. BODOVILLÉ, G. DEGALLAIX, *Damage mechanisms of disc brakes under thermomechanical loadings*, Temperature-Fatigue Interaction, 9th International Spring Meeting, SF2M Paris, France, 29-31 mai 2001, p. 121-130.

[DUF-02] P. DUFRENOY, G. DEGALLAIX, F. BUMBIELER, J.J. VIET, J. RAISON, *Mécanismes de fissuration des disques de frein : analyse expérimentale et étude numérique*, Proceedings des Journées européennes du freinage 13-14 mars 2002, à Lille, p.111-122.

[EIST-70] Encyclopédie internationale des sciences et techniques, *article contraintes thermiques*, vol. 3, p.692, Presses de la cité 1970.

[ENG-81] L. ENGEL, H. KLINGELE, An Atlas of Metal Damage, Xolfe Publishing Ltd. 1981.

[ERD-62] F.ERDOGAN, On the stress distribution in plates with collinear cuts under arbitrary loads, Proceedings of the 4th. U.S. Nat. Congr. Appl. Mech., p.547-553, 1962.

[FER-97] D. FERNANDEZ, *Modélisation du faïençage thermique de l'acier austénitique 316 L*, NT SRMA 97-1583, 1997.

[FIS-97] A. FISSOLO, S. TUMA, Faïençage thermique de l'acier austénitique 316 L : étude des caractéristiques morphologiques, NT SRMA 97-2222, 1997.

[FOR-63] P.J.E. FORSYTH, Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys, Acta Metallurgica, vol. 11, p. 703-715, 1963.

[FRA-93] D. FRANÇOIS, A. PINEAU, A. ZAOUI, Comportement mécanique des matériaux, vol.2, éd. Hermès, 1993.

[GAN-92] S. GANESH SUNDARA RAMAN, K.A. PADMANABHAN, *Determination of the room temperature cyclic stress strain curve of AISI 304 L N austenitic stainless steel by two different methods*, International journal of fatigue, Vol. 14, N°5, p. 295-304, 1992.

[GAU-99] F. GAUZZI, R. MONTANARI, G. PRINCIPI, A. PERIN, M.E. TATA, *Martensite formation during heat treatments of AISI 304 steel with biphasic structure*, Materials Science and Engineering A273-275, p. 443-447, 1999.

[GER-93] M. GERLAND, J. MENDEZ, J. LEPINOUS, P. VIOLAN, *Dislocation structure and corduroy* contrast in a 316 L alloy fatigued at (0.3 - 0.5) Tm, Materials science and Engineering A 164, p. 226-229, 1993.

[GER-97] M. GERLAND, R. ALAIN, B. AIT SAADI, J. MENDEZ, Low cycle fatigue behavior in vacuum of a 316 L type austenitic stainless steel between 20 and 600°C. Part II : dislocation structure evolution and correlation with cycli behavior, Materials Science and Engineering A 229, p. 68-86, 1997.

[GLE-58] E. GLENNY, J.E. NORTHWOOD, S.W.K. SHAW, T.A. TAYLOR, Journal of the institute of metals, vol. 87, p. 284-302, 1958-1959 cité par [REM-86].

[GOL-01] A. GOLDSWORTHY, Le Temps, 2001.

[HAD-00] N. HADDAR, L. REMY, A. KOSTER, *Fatigue thermique des aciers inoxydables austénitiques*, rapport annuel accord EDF/Armines, N°T42L50/C58337/RNE808, 2000.

[HAD-03] 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, thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris (à paraître, soutenue le 29/04/03).

[HÄN-81] H. HÄNNINEN, J. HAKALA, *Pipe failure caused by thermal loading in BWR water conditions*, Int. J. Pres. Ves. & Piping, vol. 9, p. 445-455, 1981.

[HAN-96] T. HANSEN, *Glaze crazing*, [en ligne]. Adresse URL : http://digitalfire.com/education/glaze/crazed.htm, 1996.

[HAY-98] M. HAYASHI, *Thermal fatigue strength of type 304 stainless steel in simulated BWR environment*, Nuclear Engineering and Design, N°184, p. 135-144, 1998.

[HAY-98-2] M. HAYASHI, *Thermal fatigue behavior of thin-walled cylindrical carbon steel specimens in simulated BWR environment*, Nuclear Engineering and Design N°184, p. 123-133, 1998.

[HAY-98-3] M. HAYASHI, K. ENOMOTO, T. SAITO, T. MIYAGAWA, *Development of thermal fatigue testing apparatus with BWR water environment and thermal fatigue strength of austenitic stainless steels*, Nuclear Engineering and Design, N°184, p. 113-122, 1998.

[ISI-79] M. ISIDA, *Tension of a half plane containing array craks, branched racks, and cracks emanating from sharp notches*, Trans. Japan Soc. Mech. Engrs., vol. 45, N°392, p. 306-317, 1979 cité par [MUR-87] p.112-115.

[ISI-81] M. ISIDA, N. USHIJIMA, N. KISHINE, *Rectangular plates, strips and wide plates containing internal cracks under various boundary conditions*, Trans. Japan Soc. Mech. Engrs., vol. 47, N° 413, p. 27-35, 1981 cité par [MUR-87] p. 208-209.

[KER-90] F. DE KEROULAS, B. THOMERET, *Fissuration par fatigue thermique de tuyauteries auxiliaires du circuit primaire principal : analyse de cas rencontrés*, Contribution des expertises sur matériaux à la résolution des problèmes récents dans les REP, SFEN, vol. 1, p. 109-117, 1990.

[LAC-90] P. LACOMBE, B. BARAUX, G. BERANGER, Les aciers inoxydables, Les éditions de physique, 1990.

[LAN-72] B.F. LANGER, *Design of pressure vessels for low cycle fatigue, Pressure Vessels and Piping : design and analysis*, VOL. 1 : Analysis, reprinted from journal of basic engineering, p. 107-120, 1972.

[LEJ-97] Y. LEJAIL, *Etude des essais supersomite de faïençage thermique, réflexion sur une règle de dimensionnement*, Note technique CEA, SERA/LMD 97/6005, 1997.

[LUK-96] P. LUKÁŠ, *Fatigue crack nucleation and microsctructure*, ASME Handbook, vol. 19, Fatigue and fracture, p.96-109, 1996.

[MAJ-87] S. MAJUMDAR, *Thermomechanical fatigue of type 304 stainless steel*, Thermal stress, material deformation and thermomechanical fatigue, Pressure Vessels and Piping, vol. 123, H. Sehitoglu & S.Y. Zamrick eds. 1987.

[MAL-89] BAO-TONG MA, C. LAIRD, Overview of fatigue behavior in copper single crystals - II. population, size distribution and growth kinetics of stage I cracks for tests at constant strain amplitude, Acta Metallurgica, vol. 37, N°2, p. 337-348, 1989.

[MAL-89-2] BAO-TONG MA, C. LAIRD, Overview of fatigue behavior in copper single crystals - I. surface morphology and stage I crack initiation sites for test at constant strain amplitude, Acta Metallurgica, vol. 37, N°2, p. 325-336, 1989.

[MAR-81] D.J. MARSH, A thermal shock fatigue study of type 304 and 316 stainless steels, Fat. Engng Mater. Struct. vol. 4, N°2, p. 179-195, 1981.

[MAR-81] P. MARSHALL, C.R. BRICKMAN, *The striping resistance of three candidate alloys for above-core service in LMFBRs*, Nucl. Energy, vol. 20, N°3, p. 257-269, 1981.

[MAR-84] P. MARSHALL, Austenitic stainless steels - microstructure and mechanical properties, Elsevier Applied Science Publishers Ltd, 1984.

[MAR-88] B. MARINI, Fatigue thermique superficielle : calculs thermoélastiques d'une éprouvette SPLASH et prevision de l'amorçage et de la fissuration, NT SRMA 88.1696, 1988.

[MAS-98] J.C. MASSON, J.M. STEPHAN, *Fatigue by thermal stratification. Results of tests and calculations of COUFAST model*, Specialist meeting proceedings, Paris 8-10 juin 1998 - IPSN/OECD-NEA/WANU.

[MAX-74] P.C. MAXWELL, A. GOLDBERG, J.C. SHYNE Stress assisted or strain induced martensites in Fe Ni Cr alloys, Metallurgical transactions, vol. 1, june 1974, p. 1305-1318.

[MIK-85] M.MIKSCH, E. LENZ, R. LOHBERG, *Loading conditions in horizontal feedwater pipes of LWRs influenced by thermal shock and thermal stratification effects*, Nuclear Engineering and Design, vol 84, p. 179-187, 1985.

[MOU-00] D. MOULIN, J.M. STEPHAN, D. MOINEREAU, J. MASSON, J. GARNIER, A. FISSOLO, Y. LEJAIL, *Etudes R&D pour la prédiction de la fatigue thermique*, Proceedings de la conference SFEN Endommagement par fatigue des installations nucléaires, Paris, 23 novembre 2000, p. 81-103, 2000.

[MUR-87] Y.MURAKAMI, Stress intensity factors handbook, vol. 1, Pergamon Press, 1987.

[NAL-02] R.K. NALLA, J.P. CAMPBELL, R.O. RITCHIE, *Effects of microstructure on mixed mode high cycle fatigue crack growth thresholds in Ti6Al4V alloy*, Fat. and Fract. of Engng Mater. Struct. Vol. 25, N°6, p. June 2002.

[NGU-98] T.C. NGUYEN, *Modélisation d'un réseau de faïençage thermique*, rapport de stage DESS Mathématiques Appliquées, Université Pierre et Marie Curie, 1998.

[OGA-85] K. OGAWA, H. YOSHIZAWA, S. OOTE, Long life fatigue of type 304 stainless steel, 8th International conference on structural mechanics in reactor technology, SMIRT 8 Volume L, Inelastic behavior of materials and constitutive equations, p. 195-201, 1985.

[OUD-01] A. OUDIN, *Fatigue thermoméanique d'aciers pour outils de travail à chaud,* thèse de doctorat, 2001.

[PET-01] G. PETERI (2001) [en ligne]. Adresse URL : http://www.geocities.com/gedeonp/photos/canyonlands/mudflats.htm.

[PIC-84] cité par [LAC-90] F.B. PICKERING, *Physical metallurgical development of stainless steels*, Proc. Of the Conf. Stainless Steels, p. 2-28, Göteborg, 3-4 Septembre 1984.

[POL-85] J. POLÁK, T. LEPISTÖ, P. KETTUNEN, Surface topography and crack initiation in emerging persistant slip bands in copper single crystals, Materials Science and Engineering, 74, p. 85-91, 1985.

[PRY-60] L. Pryce, K.W. Andrews, J. Iron Steel Inst., 195, p. 145, 1960.

[RAQ-01] O. RAQUET, D. FÉRON, G. SANTARINI, A. FISSOLO, P. FORGET, *Mechanical modeling of the collective behavior of stress corrosion cracks*, Proceedings of the international Conference on hydrogen effects on material behavior and corrosion deformation interactions, 16-21/09/2001, Jackson Lake lodge, Wyoming, USA, p., 2001.

[RCC-M-88] Règles de Conception et de Construction, filière REP, recueil des règles applicables, AFCEN, 1988.

[RCC-MR-93] Règles de Conception et de Construction, filière Rapide, recueil des règles applicables, AFCEN, 1993.

[REM-86] L. REMY, *Méthodologie de la fatigue thermique*, Fatigue à haute température, Proceedings des Journées internationales de printemps, 9-11 Juin 1986, Paris, p. 252-274, 1986.

[RNFS-93] Recueil des normes françaises de statistique, Tome 1, vocabulaire, estimation et tests statistiques, 1993.

[SCH-49] A.L. SCHAEFFLER, *Constitution diagram for stainless steel weld metal*, Met. Prog., Vol 56, p. 680 et 680B, 1949.

[SCH-88] A. SCHOUP, *Etude bibliographique sur le striage thermique et le faïençage thermique ou 'thermal striping'*, note technique EDF RE 86.167 A AS/CHa/MPi/AG, 1988.

[SEH-96] H. SEHITOGLU, *Thermal and thermomechanical fatigue of structural alloys*, ASM Handbook vol. 19, Fatigue and Fracture, 1996.

[SHI-02] S.A. SHIPILOV, *Mechanisms for corrosion crack propagation*, Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. 25, p. 243-259, 2002.

[SKE-90] R.P. SKELTON, *Introduction to thermal shock*, High temperature technology vol. 8, N°2, p.75-88, 1990.

[SPE-76] D.A. SPERA, What is thermal fatigue ?, ASTM-STP 612, p. 3-9, 1976.

[TAM-00] I. TAMBURINI, *Etude bibliographique du dossier fatigue thermique sur les tés RRA*, note technique CEA DTP/SMET/LETA 00/024, 2000.

[TET-98] R.G. TETEREK, H.J. MAIER, H.-J. CHRIST, *Fatigue induced martensitic transformation in metastable stainless steels*, Low cycle fatigue and elasto-plastic behavior of materials, 1998.

[WER-91] A. WEROŃSKI, T. HEJWOWSKI, Thermal fatigue of metals, Marcel Dekker, Inc., 1991.

[WOO-83] D.S. WOOD, G. WILLIAMSON, J.G. GREEN, *The strain controlled high cycle fatigue behaviour of type 316 steel at temperature of about 550°C*, UKEA, Northern Division Report 890, February 1983.

[YAH-79] B. YAHIAOUI, Contribution à l'analyse de la propagation des fissures de fatigue à température ambiante dans les aciers austénitiques à bas carbone du type 18-10 (304 L) et 17-12 au Mo (316 L) : relations entre phénomènes macroscopiques et microscopiques, thèse de doctorat, université d'Orsay 1979.

[ZAM-96] S.Y. ZAMRIK, D.C. DAVIS, G.T. ROGERS, *An experimental system for thermal mechanical and biaxial fatigue studies*, Fatigue under thermal and mechanical loading, p.15-23, J. Bressers and L. Rémy eds., Kluwer Ac. Pub., 1996.

[ZHA-99] M.-X. ZHANG, P.M. KELLY, J.D. GATES, *A model of stress induced martensitic transformation in Fe-Ni-Co alloy*, Materials Science and Engineering A273-275, p. 251-256, 1999.

<u>A.</u>	EPROUVETTES ET PLANS DE PRELEVEMENT
A 1	
A.I.	EPROUVEITES SELASI
A.2.	EPROUVETTE DE TRACTION
A.3.	EPROUVETTE DE RESILIENCE (TYPE CHARPY U)
A.4.	EPROUVETTE DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE
A.5.	EPROUVETTES DE FISSURATION PAR FATIGUE TYPE CT
A.6.	EPROUVETTES DE FLEXION
A.7.	PLAN DE PRELEVEMENT PLAQUE T112 I – ACIER 304 L
A.8.	PLAN DE PRELEVEMENT PLAQUE T112 II – ACIER 304 L10
A.9.	PLAN DE PRELEVEMENT EPROUVETTES DE QUALIFICATION (304 L - B, CODE SRMA 835)10
A.10	. PLAN DE PRELEVEMENT EPROUVETTES DE COMPARAISON DE NUANCES (304 L - C, CODE SRMA
943)	11
A.11	. PRELEVEMENTS DES EPROUVETTES DE FLEXION A RESEAU DANS LES EPROUVETTES SPLASH ET
PRE	EVEMENTS DES RESEAUX POUR ABRASION CONTROLEE11
B.	RETRANSCRIPTION DES RESEAUX EN SURFACE12
D 4	
B.I.	EPROUVETTE 304 L - 23
B.2.	EPROUVETTE 304 L - 27
B.3 .	EPROUVETTE $304 L - 28$
B.4 .	EPROUVETTE 304 L - 31
B.5 .	EPROUVETTE 304 L - 32
B.6 .	EPROUVETTE 304 L - 35
B.7.	EPROUVETTE 316 L(N) - 27
C.	RETRANSCRIPTION DES RESEAUX EN PROFONDEUR
<u>.</u>	
~ 1	
C.1.	EPROUVETTE 304 L - 23
C.2.	EPROUVETTE 304 L - 27
C.3 .	EPROUVETTE 304 L - 31
C.4 .	EPROUVETTE 304 L - 3341
C.5 .	EPROUVETTE 316 L(N) - 2743
D.	EVENTUALITE DE FORMATION DE MARTENSITE45
21	
D.1.	RESULTATS DE DIFFRACTION DES RAYONS X
D.2 .	EVOLUTION DES TAUX DE PHASE MAGNETIQUE46
E.	PROCEDURES EXPERIMENTALES
Б.4	
E.I.	1 EXTE DU PROTOCOLE EXPERIMENTAL
PRO	FOCOLE EXPERIMENTAL « CONDUITE D'UN ESSAI SPLASH »
E.2.	PRATIQUE D'UN ESSAI SPLASH
E.3.	PREPARATIONS DE SURFACE
E.4.	MOYENS D'OBSERVATIONS
E.5.	NOMENCLATURE DES IMAGES SCANNEES55
E.6 .	TECHNIQUES D'ANALYSE D'IMAGES

<u>F.</u>	DIMENSIONNEMENT DES EPROUVETTES DE FLEXION	59
<u>G.</u>	METHODES DE DEPOUILLEMENT	62
G.1	I. MESURE DE LONGUEUR DE FISSURE PAR LA METHODE DES NEUF POINTS	62
G.2	2. DETERMINATION DE LA LOI DE PARIS PAR LA METHODE DE LA SECANTE	62
<u>п.</u> ТН	<u>MODELISATION DE LA PROPAGATION DE FISSURES MULTIPLES EN FATT</u> ERMIQUE	<u>GUE</u> 63
H.1	. PRINCIPE ET DETERMINATION DU CHARGEMENT	63
H.2	2. APPLICATION A LA PROPAGATION D'UN RESEAU	65
H.3	3. PRISE EN COMPTE DE LA GERMINATION CONTINUE	65
I.	VERIFICATION DE LA STABILITE DES CALCULS DE FISSURATION PAR FAT	FIGUE EN

A. EPROUVETTES ET PLANS DE PRELEVEMENT

A.1. Eprouvettes SPLASH

Deux types d'éprouvettes sont utilisés : des *éprouvettes témoins*, possédant des thermocouples brasés en surface et permettant le réglage des pistolets d'aspersion par brouillard d'eau, et des *éprouvettes d'essais*, qui ne possèdent pas de thermocouples en surface, afin d'éviter un amorçage prématuré au niveau des thermocouples ou des brasures. Le plan des éprouvettes définit également la localisation des perçages pour brasage des thermocouples.

A.1.1. Eprouvette témoin



A.1.2. Eprouvette d'essai



TC n°	X (mm)	Y (mm)	Z (mm)	Φ trou pour thermocouple
4	0	35	10	1,1
7	12	0	10	0,6
8	7,5	0	10	1,1
9	0	0	10	1,1
11	-12	0	10	0,6

A.2. Eprouvette de traction



A.3. Eprouvette de résilience (type Charpy U)



A.4. Eprouvette de fatigue oligocyclique



A.5. Eprouvettes de fissuration par fatigue type CT



A.6. Eprouvettes de flexion

Quatre types d'éprouvettes de fissuration par fatigue en flexion quatre points symétrique ont été utilisées. Il s'agissait ou bien d'éprouvettes mono-entaillées ou à réseaux d'épaisseur B = 10 mm, ou bien d'éprouvettes à réseau, mono et multi-entaillées d'épaisseur B = 6 mm.

A.6.1. Eprouvettes de flexion sur réseau

Epaisseur 10 mm



Epaisseur 6 mm



A.6.2. Eprouvette de flexion entaillée

Epaisseur 10 mm



Epaisseur 6 mm



A.6.3. Eprouvette de flexion multi-entaillée - épaisseur 6 mm

Pour toutes les éprouvettes multi-entaillées, les entailles sont réparties également de part et d'autre du plan de symétrie de l'éprouvette.

2 entailles



3 entailles



5 entailles



9 entailles



PLANCHE ANNEXE 1

Sens de prelevement des eprouvettes SPLASH dans la tole $T112\ I$: orientation par rapport a la ferrite residuelle



Sens de prélèvement des éprouvettes SPLASH dans la tôle T112 I




A.7. Plan de prélèvement plaque T112 I – acier 304 L

Les éprouvettes de résilience et de traction ont été prélevées à mi-épaisseur de plaque. Les éprouvettes de type SPLASH témoin 849-17 et 18 ainsi que les éprouvettes SPLASH essais 849-19 à 22 et 849-24 à 26 n'ont pas pu être utilisées : après usinage, l'instrumentation prévue consistait en un brasage des différents thermocouples. Ce brasage n'a pas été effectué correctement, et a rendu les éprouvettes inutilisables. L'orientation des éprouvettes SPLASH par rapport au sens long de la tôle et aux îlots de ferrite est présentée en Planche A1 ci-contre. Les plans des prélèvements effectués dans les chutes I et L sont donnés ci-après.



A.8. Plan de prélèvement plaque T112 II – acier 304 L



Comme des éprouvettes SPLASH ont dû être réusinées dans la plaque I après l'erreur de brasage, une deuxième plaque a été fournie par EDF pour prélever les éprouvettes de fatigue oligocyclique, les éprouvettes CT et les éprouvettes de flexion entaillées.

A.9. Plan de prélèvement éprouvettes de qualification (304 L - B, code SRMA 835)



Pour la qualification des éprouvettes de flexion (cf. chapitre IV), des éprouvettes ont été prélevées dans des barres de matériau 304 L - B.

A.10. Plan de prélèvement éprouvettes de comparaison de nuances (304 L - C, code SRMA 943)



Deux essais SPLASH ont été menés jusqu'à amorçage sur le matériau 304 L - C, pour comparaison avec une étude en cours au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris (cf. chapitre III).

A.11. Prélèvements des éprouvettes de flexion à réseau dans les éprouvettes SPLASH et prélèvements des réseaux pour abrasion contrôlée

Chaque éprouvette SPLASH, une fois l'essai de fatigue thermique arrêté, a fourni deux réseaux : le premier a été prélevé pour étude morphologique par abrasion contrôlée, et une éprouvette de flexion englobant le deuxième réseau a été prélevée dans le reste de l'éprouvette SPLASH.



B. RETRANSCRIPTION DES RESEAUX EN SURFACE

Les essais de fatigue thermique ont été régulièrement interrompus pour détection de l'amorçage puis suivi de l'évolution des réseaux en surface. Les tableaux présentés ici donnent, pour chaque éprouvette, tous les nombres de cycles pour lesquels cette évolution a été observée, ce qui représente plus de 170 démontages / remontages pour observations.

		0		0		0			0		0
	304 L - 34	10 000	304 L - 30	100	304 L - 33	30 000			10 000		10 000
		20 000		500		40 000		304 L - 31	20 000		30 000
		30 000		1 000		50 000			30 000		40 000
		65 000		5 000		60 000			40 000	304 L C - 09	50 000
		80 000		7 699		70 000			50 000		60 000
		90,000		70 000		80 000			60 000		70 000
		120 000		0		90,000			80,000		80,000
		135 000		10,000		100.000			100.000		0
		105 000		50,000		130,000			150 000		10,000
		225 000		50 000		160 000			130 000	2041.0.10	20,000
		255 000		55 000		200,000			200,000	304 2 0 - 10	20 000
		205 000		60 000		200 000			200 000		50 000
		300 000		00 875		230 000			225 000		60 000
		340 000		70 000		260 000			250 000		
		360 000		80 000		300 000			275 000		
		415 300	304 L - 27	90 000		0		316 L(N) - 27	300 000		
		447 000		100 000		10 000			0		
		490 000		125 000		20 000			10 000		
		534 000		150 000		30 000			25 000		
		566 710		175 000		65 000			50 000		
		599 000		200 000		80 000			60 000		
		640 000		225 000		90 000			70 000		
		670 000		250 000		125 000			80 000		
		700 000		300 000		135 000			90 000		
	304 L- 28	0		0	1	195 000			100 000		
		1 000		10 000	304 L - 35	235 000			125 000		
		5 000		20 000		365 000			150 000		
		7 000		30,000		300 000			175 000		
		10,000		40,000		340,000			200 000		
		15 000		50 000		360,000			225 000		
		25 000		60,000		415 300			250 000		
		35,000		70,000		447 000			300.000		
		50,000		80 000		490.000			000 000		
		60,000		100.000		430 000 534 000					
		70 000		110 000		566 710					
		80.000	2041 - 22	150,000		500 / 10					
		00 000	304 L - 32	130 000		599 000					
		30 000		175 000		040 000					
		100 000		200 000		670 000					
		125 000		225 000		700 000					
		150 000		250 000		0					
		175 000		275 000		10 000					
		200 000		325 000	304 L - 23	50 000					
		225 000		350 000		100 000					
		250 000		400 000	L	150 000					
		300 000		425 000							
		325 000		450 000							
		350.000	I	500.000	I						

Les nombres de cycles à l'amorçage sont indiqués en gras dans le tableau.

Toutes les retranscriptions de surface de réseaux effectuées (à partir du moment où les réseaux sont formés) sont présentées, pour chaque éprouvette, dans les paragraphes B.1 à B.7 suivants.

B.1. Eprouvette 304 L - 23



Réseau 304 L - 23.d, 150 000 cycles





304 L - 27.d, 125 000 cycles







304 L - 27.d, 300 000 cycles

B.3. Eprouvette 304 L – 28

B.3.1. Face gauche





304 L - 28.g, 175 000 cycles



304 L - 28.g, 250 000 cycles



304 L - 28.g, 150 000 cycles



1 mm

304 L – 28.g, 200 000 cycles



304 L - 28.g, 300 000 cycles



304 L - 28.g, 350 000 cycles

1 mm

B.3.2. Face droite



304 L - 28.d, 125 000 cycles



304 L - 28.d, 175 000 cycles



304 L - 28.d, 150 000 cycles



304 L - 28.d, 200 000 cycles



304 L - 28.d, 300 000 cycles



304 L - 28.d, 350 000 cycles

B.4. Eprouvette 304 L - 31

B.4.1. Face gauche



304 L - 31.g, 150 000 cycles



304 L - 31.g, 200 000 cycles



304 L - 31.g, 250 000 cycles



2 mm

304 L - 31.g, 300 000 cycles

2 mm

B.4.2. Face droite



304 L - 31.d, 150 000 cycles



304 L - 31.d, 200 000 cycles



304 L - 31.d, 175 000 cycles



304 L - 31.d, 225 000 cycles



304 L - 31.g, 175 000 cycles



304 L – 31.g, 225 000 cycles



304 L - 31.g, 275 000 cycles



 $2 \ \mathrm{mm}$

304 L - 31.d, 300 000 cycles

1)

5

B.5. Eprouvette 304 L - 32







304 L - 32.g, 200 000 cycles

304 L - 32.g, 225 000 cycles



2 mm

304 L - 32.g, 250 000 cycles



304 L – 32.g, 275 000 cycles



304 L - 32.g, 400 000 cycles



304 L - 32.g, 450 000 cycles



304 L - 32.g, 500 000 cycles





 $2 \mathrm{mm}$

304 L - 32.d, 200 000 cycles



304 L - 32.d, 325 000 cycles



304 L - 32.d, 450 000 cycles



304 L - 32.d, 500 000 cycles







304 L – 35.g, 300 000 cycles

 $2 \mathrm{mm}$

2 mm



304 L - 35.g, 340 000 cycles



304 L - 35.g, 360 000 cycles



304 L – 35.g, 415 000 cycles



 $304 L - 35.g, 447\ 000\ cycles$



304 L – 35.g, 599 000 cycles





2 mm





304 L - 35.d, 340 000 cycles









304 L - 35.d, 700 000 cycles

B.7. Eprouvette 316 L(N) - 27

B.7.1. Face gauche



316 L(N) – 27.g, 100 000 cycles



316 L(N) – 27.g, 175 000 cycles



316 L(N) – 27.g, 225 000 cycles



316 L(N) – 27.g, 200 000 cycles



 $316 L(N) - 27.g, 250\ 000 \ cycles$



1 mm

316 L(N) – 27.g, 300 000 cycles

B.7.2. Face droite



316 L(N) - 27.d, 100 000 cycles

316 L(N) - 27.d, 150 000 cycles



316 L(N) - 27.d, 300 000 cycles

C. RETRANSCRIPTION DES RESEAUX EN PROFONDEUR

Cinq réseaux de fissuration par fatigue thermique ont fait l'objet d'une étude morphologique par abrasion contrôlée. Après chaque abrasion, les épaisseurs restantes des échantillons ont été mesurées au palmer sur une grille de 78 points. La moyenne des épaisseurs a été utilisée pour en déduire la profondeur du réseau à laquelle chaque trace de réseau a été relevée. Les tableaux ci-dessous donnent, pour chaque réseau ainsi observé, toutes les profondeurs, exprimées en mm, auxquelles il a été relevé.

		0.321		0 090		0.025
	304 L - 23.g	0,360		0,102		0,020
		0,300		0,193		0,100
		0,448		0,270		0,281
		0,532		0,386		0,359
		0,606		0,498		0,383
		0,715		0,617		0,467
		0,789		0,749		0,521
		0,906		0,880		0,625
		1,004	304 L - 33.d	0,998		0,732
		1.083		1.088	316 L(N) - 27.d	0.864
		1 171		1 205		0.961
		1,250		1,200		1.051
		1,200		1,307		1,001
		1,327		1,309		1,191
		1,416		1,490		1,296
		1,503		1,583		1,432
		1,602		1,740		1,568
		1,660		1,856		1,717
		1,716		1,963		1,951
		1,764		0,094		2,069
		0,019		0,166		2,197
		0,053		0,242		2,424
		0,135		0,351		2,524
		0 177		0 470		
		0,280		0.566		
		0,253		0,677		
		0,000		0,071		
		0,434		0,704		
		0,555		0,909		
		0,605		1,015		
		0,685	304 L - 31.d	1,122		
		0,905		1,268		
		0,997		1,423		
	304 L - 27 a	1,082		1,517		
	504 E - 27.9	1,191		1,672		
		1,286		1,792		
		1,398		1,911		
		1.532		2.001		
		1 618		2 157		
		1 763		2 272		
		1,815		2 378		
		1,013		2,570		
		1,035		2,722	I	
		2,031				
		2,122				
		2,238				
		2,313				
		2.397				

Les profondeurs sont données en mm.

Les annexes C.1 à C.5 présentent toutes les traces de réseaux retranscrits au cours de cette étude.

C.1. Eprouvette 304 L - 23



304 L - 23.g, 0,220 mm de profondeur



304 L - 23.g, 0,448 mm de profondeur



304 L - 23.g, 0,606 mm de profondeur



304 L - 23.g, 0,150 mm de profondeur



304 L - 23.g, 0,300 mm de profondeur



304 L - 23.g, 0,532 mm de profondeur



304 L - 23.g, 0,715 mm de profondeur



304 L - 23.g, 0,789 mm de profondeur







 $2 \ \mathrm{mm}$



304 L - 23.g, 1,083 mm de profondeur



304 L - 23.g, 1,004 mm de profondeur



304 L - 23.g, 1,327 mm de profondeur







304 L - 23.g, 1,503 mm de profondeur

304 L - 23.g, 1,660 mm de profondeur



304 L - 23.g, 1,716 mm de profondeur



C.2. Eprouvette 304 L - 27





304 L - 27.g, 0,685 mm de profondeur











304 L - 27.g, 0,605 mm de profondeur



304 L - 27.g, 0,997 mm de profondeur



















304 L - 27.g, 2,031 mm de profondeur



C.3. Eprouvette 304 L - 31



304 L - 31.d, surface après désoxydation



304 L - 31.d, 0,242 mm de profondeur



304 L - 31.d, 0,470 mm de profondeur



304 L - 31.d, 0,784 mm de profondeur



304 L - 31.d, 1,015 mm de profondeur



304 L - 31.d, 1,268 mm de profondeur



304 L - 31.d, 0,166 mm de profondeur



304 L - 31.d, 0,351 mm de profondeur



304 L - 31.d, 0,566 mm de profondeur



304 L - 31.d, 0,909 mm de profondeur

2 mm

304 L - 31.d, 1,122 mm de profondeur



304 L - 31.d, 1,423 mm de profondeur



304 L - 31.d, 2,272 mm de profondeur

304 L - 31.d, 1,672 mm de profondeur

304 L - 31.d, 1,911 mm de profondeur

304 L - 31.d, 2,157 mm de profondeur

304 L - 31.d, 2,378 mm de profondeur

C.4. Eprouvette 304 L - 33



304 L - 33.d, 0,090 mm de profondeur



304 L - 33.d, 0,170 mm de profondeur



304 L - 33.d, 0,498 mm de profondeur



304 L - 33.d, 0,749 mm de profondeur



304 L - 33.d, 0,193 mm de profondeur



304 L - 33.d, 0,386 mm de profondeur



304 L - 33.d, 0,617 mm de profondeur



 $2 \mathrm{mm}$

304 L - 33.d, 0,880 mm de profondeur









304 L - 33.d, 1,307 mm de profondeur







304 L - 33.d, 1,856 mm de profondeur



304 L - 33.d, 1,490 mm de profondeur





C.5. Eprouvette 316 L(N) - 27



2 mm

2 mm

316 L(N) - 27.d, 0,025 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 0,186 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 0,383 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 0,521 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 0,106 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 0,281 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 0,467 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 0,625 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 0,864 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 1,051 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 1,296 mm de profondeur

316 L(N) - 27.d, 0,732 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 0,961 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 1,191 mm de profondeur



316 L(N) - 27.d, 2,464 mm de profondeur
D. EVENTUALITE DE FORMATION DE MARTENSITE

Lorsque l'hypothèse d'une transformation martensitique partielle de l'austénite au cours de l'essai a été émise, plusieurs tentatives ont été faites pour la mettre en évidence : diffraction de rayons X, prélèvement de lames minces et observations au MET, mesures au ferritescope. Un ferritescope mesure la fraction magnétique d'un matériau dans un volume de l'ordre de 6 mm³. Dans le cas de l'acier 304 L, il contient un peu de ferrite (magnétique) répartie inégalement dans la tôle (à peine décelable en surface, et jusqu'à 4 % à cœur).

D.1. Résultats de diffraction des rayons X

Des essais de diffraction aux rayons X ont été effectués sur l'éprouvette SPLASH 304 L-27, après essai, et sur l'éprouvette 304 L-23 après abrasion contrôlée. Figure D-1 et Figure D-2 suivantes présentent les raies obtenues au centre de la tache de trempe en noir, sur la périphérie de cette tache en vert, et en dehors de la tache de trempe, mais dans une zone présentant du glissement en bleu. Dans la tache de trempe après essai et avant abrasion contrôlée, des pics correspondant à des oxydes sont visibles. En dehors de la tache de trempe, ils ne sont pas présent. Au pied de la première raie de l'austénite, un petit pic apparaît, dans la tache de trempe mais aussi en dehors : il ne correspond donc pas à des oxydes mais pourrait correspondre à de la martensite de déformation α' (raie 20 théorique 43,64 contre 43,59 pour l'austénite). Des observations similaires ont été faites par Gauzzi et al. [GAU-99], [ZHA-99]. Ce pic disparaît après abrasion contrôlée, ce qui indiquerait que la martensite n'est présente que dans une faible profondeur sous la surface.



Figure D-1 : Diffraction aux rayons X après essai de fatigue thermique, sur l'éprouvette 304 L-27



Figure D-2 : Diffraction aux rayons X après essai de fatigue thermique et abrasion contrôlée, sur l'éprouvette 304 L-23

D.2. Evolution des taux de phase magnétique

D.2.1. En surface avant et après essai

La mesure des taux de ferrite se fait sur une zone de 40x20 mm², englobant la totalité de la zone trempée lors de l'essai, sur 78 points de mesure (sur une grille, tous les trois mm). Avant essai, ces mesures donnent un point de départ et permettent aussi de mettre en évidence la répartition inégale de la ferrite dans la tôle. Nous allons présenter ici les résultats obtenus sur le réseau 304 L-31.d sachant que tous les autres réseaux présentent des résultats similaires.



Figure D-3 : Répartition en surface du taux de ferrite avant essai

Les mesures en surface après essai sont effectuées après désoxydation chimique du réseau, et ce, afin que la présence de la couche d'oxydes ne vienne pas perturber les mesures - certains oxydes pouvant être magnétiques (Figure D-4).





La zone fortement sollicitée correspondant au cœur du réseau, apparaît sur la Figure D-4 : son taux phase magnétique est compris entre 4 et 5% alors qu'à l'état initial, les taux de ferrite ne dépassaient jamais 3,5 - 4%.

D.2.2. En profondeur au cours de l'abrasion contrôlée

Nous présentons ici l'évolution en profondeur de certains points représentatifs des 78 points précédents : 4 points dans le réseau (les points 1 et 2 au centre et les points 5 et 6 sur l'extérieur du réseau) et deux points témoins 3 et 4 à l'extérieur du réseau Figure D-5.



Figure D-5 : Evolution des taux de phase magnétique en fonction de la profondeur

Les points témoins 3 et 4 ont des taux de phases magnétiques qui évoluent peu en fonction de la profondeur, ce qui prouve que la ferrite est répartie à peu près également dans cette direction de la tôle (direction L). De même, il n'y a pas de différence notable entre les taux de phase magnétique de ces points avant essai (point 3 ini et point 4 ini), et les taux de phase magnétique mesurés en surface après essai.

Les autres points situés dans la zone sollicitée en fatigue thermique ont un comportement très différent : il y a une différence notable entre les points avant et après essai et, avec la profondeur, les taux de phase magnétique diminuent : cela confirmerait l'hypothèse d'une transformation martensitique assistée par la déformation ou induite par la contrainte, qui serait d'autant plus importante qu'on serait proche de la surface (déformation plastique cumulée élevée), et qui diminuerait en profondeur (du fait de la diminution de la sollicitation avec la profondeur, caractéristique de l'essai SPLASH).

En conclusion, même si ces points ne permettent pas de conclure avec certitude sur la présence de martensite de déformation, ils constituent un faisceau de présomptions sur la présence possible d'une faible quantité de martensite.

E. PROCEDURES EXPERIMENTALES

Dans le cadre de la procédure d'habilitation ISO 9001 de la DRT (Direction des Recherches Technologiques, à laquelle appartenait alors le SRMA) en 2000, la conduite d'un essai SPLASH a fait l'objet de la rédaction d'un protocole expérimental rédigé par mes soins en collaboration avec F. Bouchet, dont le texte est présenté ici.

E.1. Texte du protocole expérimental

Protocole expérimental « conduite d'un essai SPLASH »

1. Objet

Ce mode opératoire est applicable par les utilisateurs de la machine de fatigue thermique SPLASH.

Il définit les règles de maîtrise du dispositif SPLASH, utilisé par le SRMA/LEM, pour des essais de fatigue thermique.

Ce document permet de :

- définir les conditions exigées pour l'éprouvette
- d'expliciter les conditions de déroulement de l'essai
- définir les conditions de suivi de l'installation
- définir les conditions de stockage de l'éprouvette et des données

2. Domaine d'application

2.1. Définition du type d'essai

Sur la machine SPLASH, il n'existe qu'un seul type d'essai : une éprouvette est chauffée par effet joule et refroidie cycliquement par pulvérisation d'eau sur deux de ses faces, dans des fenêtres dites 'de trempe'. Les éprouvettes utilisées sont définies comme "éprouvette de référence" et "éprouvette d'essai". Elles correspondent respectivement aux plans TMAS 23-303 et 23-304. Les thermocouples sont calibrés avant brasure selon la procédure interne de la société chargée de l'instrumentation. La réponse des thermocouples brasés est vérifiée en usine dans un four étalon selon demande.

Au cours de l'essai, les données des thermocouples sont enregistrées. Les éprouvettes sont démontées régulièrement pour observation des faces cyclées thermiquement. Les observations sont faites à la loupe binoculaire. Elles visent à mettre en évidence l'amorçage et la propagation du faïençage thermique. A la fin de l'essai (quand le nombre de cycles prévu par la fiche de campagne a été atteint) l'éprouvette peut, suivant demande, subir des examens supplémentaires : découpage de la zone faïencée, observation par pelages ou en coupes...

2.2. Définition du matériel

La machine de fatigue thermique SPLASH est située pièce 41 du bâtiment 450. Les plans attenants au dispositif d'essai sont référencés dans la NT SRMA 85-1409.

Les températures sont enregistrées soit avec un micro-ordinateur HP Vectra VL référence UCP16, par le logiciel Log2000 de la société BGP Electronic (la fréquence d'acquisition est alors définie selon essai avec le CdP), soit par un enregistreur SEFRAM 8800, vérifié par le groupe de Maintenance Electronique LETI-DEIN.

Un ordinateur 'LEICA Q500 IW ', situé bâtiment 450, relié à une caméra CCD montée sur le chemin optique d'une loupe binoculaire est dédié à l'acquisition d'images sur les éprouvettes SPLASH. L'acquisition d'images est effectuée avec le logiciel LIDA de la société LEICA. Il peut être utilisé pour d'autres essais sur demande au Responsable de Moyens fatigue thermique.

3. Responsabilités des utilisateurs de l'équipement

Le dispositif expérimental de fatigue thermique SPLASH relève de la responsabilité du Responsable de Moyen d'Essais, nommé par le Chef de Service. L'utilisateur du dispositif expérimental (UTI), s'occupe de la fabrication des éprouvettes, réalise ou fait réaliser les contrôles et les essais.

Toutes les décisions relevant de l'essai sont prises par le chef de projet (CdP) ou son délégataire en accord avec le responsable des moyens d'essai. Les décisions concernant les éprouvettes sont prises par le CdP ou son délégataire.

La fiche de campagne est établie par le chef de projet (CdP) en accord avec le responsable des moyens d'essai de fatigue thermique selon la procédure {decmQ/SRMA-PRO 03} : Conduite d'une campagne d'essais.

4. Documentation liée à l'équipement

Les documents liés au processus sont la fiche de campagne d'essais {decmQ/SRMA-FOR 01}, le mode opératoire de la machine SPLASH, les manuels d'utilisation des logiciel LIDA et Log2000, le cahier d'essai, le cahier de suivi de fabrication des éprouvettes.

Les manuels de référence des logiciels sont disponibles au bâtiment 450, pièce 38.

La description de la machine SPLASH, telle qu'elle a été construite en 1985 a fait l'objet de la NT SRMA 85-1409. Plusieurs améliorations et changements ont été effectués depuis. Les différentes notices d'utilisation des éléments modifiés (électrovannes, pistolets...) sont disponibles au bâtiment 450, pièce 38, dans le casier SPLASH réservé à cet effet.

D'autre part, la maintenance ainsi que les évolutions de la machine sont assurées par l'entreprise SETRI.

5. Conditions applicables aux éprouvettes

5.1 Acceptation préalable de l'éprouvette

L'acceptation provisoire d'une éprouvette est conditionnée par la remise au technicien chargé de l'étude :

- d'un procès verbal de réception contenant une description précise des conditions de brasage utilisées.

- d'un certificat concernant la réponse des thermocouples.

Ces documents seront stockés bâtiment 450, pièce 38.

Un contrôle visuel de l'état de surface de l'éprouvette, des brasures, le respect des dimensions conditionnent aussi l'acceptation. L'éprouvette pourra encore être rebutée après les vérifications complémentaires explicitées au paragraphe suivant.

5.2 Vérifications complémentaires après la réception

Un contrôle plus approfondi des aspects précédemment cités sera effectué. On vérifiera la réponse des thermocouples. Pour les éprouvettes de référence, des examens seront également réalisés à la loupe binoculaire afin de vérifier la qualité des brasures de surface.

Dans le cas où l'éprouvette est acceptée malgré la présence de défectuosités, celles ci seront clairement identifiées sous la forme d'images numériques stockées sur le micro-ordinateur prévu à cet effet (§ 2) selon la procédure définie (§ 9).

La rugosité initiale et les contraintes résiduelles pourront être caractérisées à la demande.

6- Déroulement de l'essai

Les mesures en cours d'essai consistent en l'acquisition de données fournies par les différents thermocouples qui instrumentent les éprouvettes.

6.1 Conditions requises

La température ambiante et l'hygrométrie sont notées sur le cahier d'essai par l'utilisateur (UTI), ou son délégataire, chaque début et fin de semaine au cours d'une campagne d'essai et selon la demande. Les feuilles attenantes sont archivées et datées. Un fonctionnement éventuel simultané du dispositif CYTHIA sera précisé.

Les caractéristiques globales de la campagne d'essai sont définies dans la "fiche de campagne d'essais" par le correspondant de projet et sont obligatoirement connues avant le premier montage de l'éprouvette de référence. Toutes les données utiles sont consignées par l'utilisateur ou son délégataire dans le cahier d'essai. Elles comprendront :

- les chargements thermiques : - Tmax

- ΔT	
- temps de trem	ipe
- temps de cha	uffage,
- les observations en surface à la loupe binocula	aire : - nombre de cycles atteint - nombre de cycles à atteindre,
- le remontage de l'éprouvette de référence :	- tous les x cycles,
 le nettoyage des dépôts d'oxydes : 	- tous les x cycles,
- la position des pistolets (selon la demande) :	 pistolet gauche (x,y) pistolet droit (x,y).

Ces caractéristiques pourront être modifiées en cours de campagne.

Chaque intervention sur la machine durant l'essai (modification des paramètres de cyclage, arrêt pour changement d'éprouvette ou observation du réseau, arrêt d'urgence...) est datée de façon précise, avec la température ambiante et d'hygrométrie.

L'essai commence par le montage d'une éprouvette de référence.

6.2 Définition des caractéristiques sur l'éprouvette de référence

L'éprouvette de référence permet de régler les paramètres du dispositif (intensité du courant, débit des pistolets ...) afin d'obtenir les conditions de chargement thermique définies sur la "fiche de campagne d'essais". Les températures sont mesurées sur deux thermocouples disposés en surface (un par face).

6.3 Mise en œuvre de l'essai

Une fois réglée, les paramètres seront repris tels quels pour l'éprouvette d'essai. Ils ne pourront être modifiés qu'après remontage de l'éprouvette de référence. Le mode opératoire est défini par le document {decmQ/SRMA-MOP 04}.

Les fluctuations thermiques sur l'éprouvette d'essai sont contrôlées régulièrement à partir de mesures effectuées sur deux thermocouples disposés en profondeur (un par face). Ces mesures seront comparées à celles obtenues à une profondeur identique sur l'éprouvette de référence. En cas d'écart supérieur à une valeur préalablement fixée dans la fiche de campagne, l'essai est stoppé.

Dans le cas d'un essai à grand nombre de cycles ($N \ge 10^5$ cycles) et à la demande, l'éprouvette témoin peut être remontée pour vérification des températures.

6.4 Observations à la loupe binoculaire

Avant de commencer l'essai, l'éprouvette d'essai est observée dans sa zone centrale, à la loupe binoculaire en lumière polarisée. Cet état de référence est photographié à des grossissements significatifs pour la microstructure du matériau étudié. Ceux-ci sont fixés en début de campagne.

Toutes les photos avant, en cours et en fin d'essai sont prises aux mêmes grossissements. Lors de chaque arrêt, les 2 faces sont observées avant et après nettoyage. Le nettoyage est effectué dans les règles de l'art afin de ne pas altérer la surface métallique et de permettre une observation convenable.

7- Suivi de l'installation

Un suivi complet de l'installation est assuré avec le responsable de moyens d'essai de fatigue thermique. Une liste non exhaustive des fréquences de suivi est indiquée pour les éléments suivants :

Eléments	Tuyaux d'arrivé d'air et d'eau	Etat des pistolets	Fixation des pistolets	Conteneurs d'eau déminéralisée	Servo- valves	Partie électrique
Périodicité	Une fois par mois pendant les campagnes	A la fin de chaque campagne Un remplacement est prévu au bout d'un an d'utilisation cumulée	Avant et au cours de chaque essai	Chaque année	Chaque année	Chaque année

<u>Tableau I</u> : fréquences de suivi

8- Enregistrements

Le suivi de la fabrication des éprouvettes (mise au rebut, acceptation, acceptation avec défauts) est consigné par l'utilisateur dans un cahier de suivi dédié.

Les renseignements concernant les essais sont consignés dans le cahier d'essai par l'utilisateur, ils comprennent obligatoirement :

- le nom du projet attenant.
- le code matériau SRMA (cf. procédure de niveau 2 : gestion matière)
- le nom de l'utilisateur ou son délégataire.
- un descriptif de l'instrumentation.

- les conditions expérimentales réalisées telles que la température maximale atteinte au cours du cycle, la variation de température en surface ou en profondeur, les nombres de cycles caractéristiques, la température et l'hygrométrie ambiante.

Des données supplémentaires, telles que la rugosité, pourront être demandées par le CdP.

9- Stockage des données et des éprouvettes

La procédure de niveau 3 {decmQ/SRMA/LEM-PRO 01} (Stockage des chutes et des éprouvettes au LEM) et celle de niveau 2 "Archivage des données informatiques" servent de référence. Les enregistrements de température sont conservés sous forme de trace papier et d'un stockage informatique des régimes transitoires et des anomalies. Les acquisitions complètes de température ne sont conservées qu'à titre provisoire.

Les photos sont archivées en double sur disque dur et sur un support extractible, dans des bases de données LIDA où elles sont référencées (une base de données par éprouvette).

Les éprouvettes sont rangées dans des armoires prévues à cet effet et clairement identifiées avec une fiche attachée résumant le matériau (Figure 1), les conditions d'essai, le nombre de cycles atteint.

_ EPH	ROUVETTE	E SPLASH				
Matéria	u					
Référence	ce	Essai				
Code		N°ép				
C	Conditions de cyclage					
Tmax (°C)		$\Delta T (^{\circ}C)$				
Nbre cycles tot						
Découpage (*)						
Nb morceaux		Morceau N°				
	* > / 1					

* à préciser si nécessaire

Figure 1 : Etiquette pour le rangement des éprouvettes SPLASH

Cette procédure est accompagnée d'une notice d'utilisation de la machine SPLASH dont nous allons donner quelques éléments dans les paragraphes suivants.

E.2. Pratique d'un essai SPLASH

E.2.1. La machine

Le dispositif SPLASH est constitué d'un circuit haute puissance qui permet le chauffage par effet Joule de l'éprouvette, de deux bacs d'eau distillée (l'un situé au-dessus de la machine permet l'alimentation en eau des pistolets par gravité, l'autre situé dans une pièce voisine sert de réserve et est relié au premier par l'intermédiaire d'une pompe). Le chauffage est régulé par un régulateur Eurotherm relié à un thermocouple au cœur de la pièce. En cas de défaillance de ce thermocouple, un coupe-circuit en température est installé : relié à un autre thermocouple sur l'éprouvette d'essai, il permet d'arrêter le chauffage quand la température indiquée dépasse la température de sécurité haute. Les temps de chauffage et de refroidissement peuvent être choisis (ils commandent les servovalves reliées au circuit d'air comprimé alimentant les pistolets). Un compteur/décompteur permet de programmer le nombre de cycles visé, et coupe l'alimentation quand ce nombre de cycles est atteint. L'acquisition de données peut se faire par l'intermédiaire d'un enregistreur papier SEFRAM ou par l'intermédiaire de modules d'acquisition : les modules ICP 100. L'eau distillée contenue dans les deux bacs est obtenue à partir du circuit d'eau potable par l'intermédiaire d'un filtre anti calcaire et d'un distillateur dont le fonctionnement est décrit plus loin.

E.2.2. Les modules ICP 100

Le boîtier contient 18 modules : 17 auxquels peuvent être branchés des capteurs (thermocouples, jauges de déformation...), le 18^{ième} réalise la compensation de soudure froide pour une plus grande fréquence maximale d'acquisition.

Cette fréquence d'acquisition est bien sûr limitée par la fréquence d'horloge du PC contenant la carte d'interface avec les modules.

Avant toute mesure, les modules doivent être calibrés. La position RS485 du commutateur du boîtier (prise grise) permet l'utilisation du convertisseur (petit boîtier gris foncé). L'icône ICP100 permet alors de détecter les modules (cliquer sur la mappemonde) puis de modifier les données de calibrations telles que l'échelle, le type de capteur (thermocouple ou jauge de pression ou de déformation), la fréquence d'acquisition, les lissages, et surtout la précision (nombre de chiffres après la virgule). Cette précision est importante dans la mesure où elle devra être identique à celle entrée dans la configuration de l'acquisition de données à proprement parler se fait après commutation sur profibus (câble violet).

En ce qui concerne les essais SPLASH, la fréquence d'acquisition doit être suffisamment importante pour mesurer le plus précisément possible la température minimale du cycle.

E.2.3. Le distillateur

L'eau utilisée pour le mélange air comprimé/eau nécessaire à la trempe doit être exempte de toute impureté. Pour purifier au maximum l'eau courante, qui contient entre autre du calcaire, elle passe par un filtre anti calcaire avant d'être distillée par un appareil de type Aquatron.

Cet appareil fonctionne de façon optimale lorsque l'eau de sortie est à une température de 35°C. Cette température est mesurée par un thermocouple plongeant dans un bécher percé recueillant l'eau de sortie rejetée. La mesure par le thermocouple est visualisée sur un afficheur digital. La régulation s'effectue en modifiant le débit d'entrée par un potentiomètre situé sur le côté droit du distillateur (sens des aiguilles d'une montre \rightarrow augmentation du débit \rightarrow diminution de la température de sortie). L'eau distillée s'écoule goutte à goutte par un tuyau de petit diamètre dans un jerrican. Un capteur arrête le distillateur lorsque le jerrican est plein.

Chaque remplissage du jerrican provoque un entartrage du distillateur. Celui-ci est alors nettoyé à l'acide citrique pour dissoudre le calcaire. L'acide, qui se présente sous la forme de paillettes, est introduit dans le trop plein du distillateur en fonctionnement. Il se dissout dans l'eau chaude et dissout le calcaire. Le distillateur est ensuite rincé à l'eau courante pendant 24 heures.

Attention : pendant le détartrage, il ne faut pas oublier de retirer le tuyau de sortie distillation du jerrican ! (sinon, risque de pollution de l'eau distillée qu'il contient).

E.2.4. Le traitement des données

Les données sont traitées sur EXCEL, après application d'une macro qui permet de recaler les informations en température par rapport au temps et permet le tracé des différents graphiques significatifs.

E.3. Préparations de surface

E.3.1. Polissage en cours d'essai

Au début de l'essai, l'état de surface des éprouvettes (poli miroir) suffit aux observations au microscope optique et à la loupe binoculaire. En cours d'essai, la croissance du film d'oxyde empêche l'observation des lignes de glissement et des éventuelles fissures. Il devient alors nécessaire d'opérer un léger polissage manuel. Ce polissage est effectué avec une roulette en feutrine et une suspension diamantée (granulométrie $3 \mu m$). Il doit être suffisamment prononcé pour permettre d'écailler la couche de calamine au voisinage de la fissure, mais pas trop pour ne pas entamer le matériau sous la couche d'oxyde et enlever des germes de fissures. La suspension diamantée doit être ensuite retirée des surfaces par un abondant rinçage à l'éthanol.

E.3.2. Techniques d'abrasion contrôlée

La première opération effectuée en fin d'essai sur les échantillons destinés à l'abrasion contrôlée est une désoxydation chimique. Le mélange retenu est la solution suivante :

- 0,2 g d'hexaméthylène tétramine
- 20 cm³ d'acide chlorhydrique
- 80 cm³ d'eau distillée

Cette solution désoxydante est appliquée par tamponnage sur l'échantillon au niveau de la tache de trempe. Elle peut aussi, dans le cas des éprouvettes de flexion, être utilisée pour désoxyder un faciès de rupture qui s'est révélé trop pollué lors d'une première observation sans désoxydation.

Cette désoxydation permet de relever le réseau en surface dans de bonnes conditions. Après cette première phase, le tracé d'une grille permet de relever les épaisseurs de l'échantillon en tout point de cette grille, ainsi que les taux de ferrite en ces points précis.

Avant toute phase d'abrasion, 4 empreintes de dureté Vickers HV 30 kg sont réalisées, formant une croix centrée sur le réseau (Figure E-1).



Figure E-1 : Positionnement des empreintes de dureté sur les échantillons à abraser

Ces empreintes ont une profondeur de 60 μ m environ. Elles permettent d'avoir une information visuelle immédiate, pendant le polissage manuel, de la formation éventuelle de facettes (certaines empreintes seront presque effacées tandis que d'autres seront encore bien visibles en cas de polissage non plan). Il est donc possible de corriger cette dérive. D'autre part, les empreintes constituent une indication utile de la profondeur polie : tant que les empreintes sont visibles, le polissage a retiré moins de 60 μ m, ce qui constitue une couche très fine. Poursuivre le polissage au drap le plus grossier jusqu'à disparition complète des empreintes de dureté assure le retrait, au total, d'une couche de l'ordre de 100 μ m. Cette évaluation visuelle de la profondeur retirée est beaucoup plus rapide qu'une mesure au palmer (qui nécessite au préalable le nettoyage et le séchage de l'échantillon).

E.3.3. Mesure des taux de ferrite

Cette mesure est réalisée à l'aide d'un ferritescope de type Fischer. Avant toute mesure il est indispensable de vérifier l'étalonnage de l'appareil, à partir des étalons proposés. Pour notre utilisation, l'appareil doit être précis dans la gamme des faibles taux de ferrite (entre 0 et 10 %).

<u>p. 54/66</u>

E.4. Moyens d'observations

E.4.1. Loupe binoculaire ; logiciel LIDA

Le logiciel LIDA permet l'acquisition d'images à partir de la loupe binoculaire. Les images sont stockées dans une base de données. Toute base de données est construite à partir de champs de renseignements. Certains doivent obligatoirement être remplis pour que l'enregistrement de l'image soit possible, d'autres sont facultatifs. Une architecture de base des images a été créée. Pour les essais SPLASH, les champs devant impérativement être remplis sont : le code matériau et le numéro de l'éprouvette, la date de la prise de photo, le nom de l'opérateur, et le nom de l'image. Un large espace est disponible pour les commentaires et les grandissements.

Une base de données a été construite pour chaque essai SPLASH. Elle porte le nom de l'essai, c'est à dire le numéro de code suivi du numéro d'éprouvette.

Les images sont stockées en format .bmp dans la base. Dans l'architecture de la base, elles ne portent pas les noms d'images entrés dans le champ approprié mais un numéro d'ordre commençant par Af et suivi d'une numérotation hexadécimale. Les fichiers textes de numéros voisins correspondent au contenu des champs (obligatoires et facultatifs) de l'image.

Pour sauvegarde, et pour une lecture plus facile, toutes les images ont été enregistrées en format .tif sous des noms intelligibles, et la correspondance entre les fichiers hexadécimaux et les noms a été relevée sur le cahier de manipulations.

La nomenclature retenue est la suivante : nombre de cycles-indice de face-indice d'état-indice de grossissement-numéro d'ordre.

Les indices de face sont g pour face gauche et d pour face droite. L'indice d'état est s, pour sans polissage, et a, pour après polissage. Les indices de grossissement correspondent à l'indication du vernier de la loupe binoculaire : 6,4 - 10 - 16 - 25 - 40.

L'architecture de la sauvegarde, en termes de dossiers, est la suivante :



Figure E-2 : Arborescence de stockage des images de surface des essais SPLASH obtenues à partir de la loupe binoculaire et de LIDA

E.4.2. Microscopie optique ; logiciel AnalySIS

Le module d'analyse d'images AnalySIS se présente comme LIDA. L'architecture de la base de données est la même. Des champs obligatoires doivent être remplis : il s'agit ici du grandissement, du matériau, de la face, du nombre de cycles, et du nom de la photographie. Ce logiciel d'analyse d'images est couplé au microscope optique. Contrairement aux images obtenues à partir de la loupe binoculaire qui ne sont pas calibrées, toutes les images obtenues avec le logiciel AnalySIS sont calibrées. La barre d'échelle est en surimpression. Pour qu'elle apparaisse à l'impression, il faut ou bien imprimer la surimpression en même temps que l'image, ou bien fusionner la barre d'échelle (possible dans le menu image / barre d'échelle / fusionner avec l'image).

Une seule base de données a été créée pour tous les essais SPLASH de cette étude (base SPLASH). Elle est donc très volumineuse (elle correspond à 11 CD d'images en .bmp). Ces images n'ont été stockées que dans cette base de données pour la plupart d'entre elles. Il s'agit en effet essentiellement d'images de reconstruction des réseaux en surface ou en profondeur au cours de l'abrasion contrôlée. Les images

spécifiques, de lignes de glissement par exemple, ont été enregistrées en format .tif sans compression, et portent un nom explicite dans le dossier **images optique**.

E.4.3. Microscopie optique : photographies polaroïds

Beaucoup de photographies polaroïd ont été prises au début de l'étude, avant l'acquisition d'un nouveau microscope et de la caméra numérique associée. Ces quelques 500 photographies sont référencées dans le cahier de manipulation, et regroupées dans des chemises portant le nom de l'éprouvette (éventuellement dans des sous-chemises portant en plus l'indice de face de l'éprouvette). La nomenclature de ces photographies est proche de la nomenclature des images en surface : numéro de l'éprouvette, nombre de cycles, face et grossissement. Les photographies sont de plus numérotées par ordre chronologique de prise au verso.

E.4.4. Microscopie électronique à balayage

Peu de clichés ont été pris en microscopie électronique à balayage. Le système d'acquisition d'images du MEB enregistre les images dans un format spécifique .ras contenant les indications d'échelle. Ces images sont répertoriées dans l'ordinateur associé au MEB. Toutes les images et leurs échelles fusionnées ont été copiées en format .tif ou jpeg, et sont répertoriées par numéro d'éprouvette dans le fichier images_MEB.

Le principe de copie des images du format .ras en .tif est le suivant :

dans l'interface d'acquisition d'images, ouvrir l'image à copier par image/load image, puis, par clic droit de la souris dans le bandeau de l'image, sélectionner « copy rectangle to clipboard ».

Un curseur « appareil photo » apparaît alors. Indiquer le coin supérieur gauche de l'image à copier puis le coin inférieur droit. Dans le logiciel Paintshop Pro préalablement ouvert, faire « édition/copier en tant que nouvelle image », puis sauvegarder l'image ainsi obtenue sous le format désiré, et renouveler l'opération pour toutes les images.

E.5. Nomenclature des images scannées

Plusieurs types d'images ont été scannés : les images de reconstitution des réseaux sont rassemblées respectivement dans le dossier *images_surfaces* et dans le dossier *images_pelages* pour les réseaux obtenus en surface au cours du cyclage et les réseaux obtenus à différentes profondeurs après abrasion contrôlée respectivement. Dans les deux cas, à l'intérieur d'un fichier correspondant à une éprouvette, la nomenclature comporte le nombre de cycles (ou la profondeur, ou l'indice du nombre de couches enlevées), la face (g ou d), le grossissement de l'image, le numéro d'ordre lorsque plusieurs images ont été nécessaires pour obtenir l'ensemble du réseau, et éventuellement un pourcentage de réduction de taille.

Lorsque plusieurs images ont été nécessaires à la reconstitution d'un réseau, le réseau reconstitué est dans un sous dossier « montages ».

L'architecture se présente donc de la façon suivante :



Figure E-3 : Arborescence de stockage des images scannées de reconstitution des réseaux

Les autres images scannées (éléments de bibliographie essentiellement) ou photographies polaroïd sont rattachées aux dossiers des documents pour lesquels ils ont été utilisés.

E.6. Techniques d'analyse d'images

Dans ce paragraphe sont présentées les différentes techniques d'analyse d'images utilisées, sur le logiciel Aphélion, pour l'analyse quantitative des réseaux de fissures, en surface et en profondeur.

E.6.1. Préparation des images scannées

Les images des réseaux sont tout d'abord obtenues par microscopie optique ou à la loupe binoculaire. Les réseaux sont ensuite retranscrits sur transparents, et les transparents sont scannés.

Les images résultant du scan sont analysées. Elles sont d'abord binarisées, puis squelettisées et ébarbulées, afin d'obtenir des fissures d'épaisseur 1 pixel, sans barbules de début et de fin de traits introduits par l'étape de squelettisation. Ces trois étapes sont présentées en Figure E-4.

Par cette méthode, nous ne pouvons jamais quantifier l'ouverture des fissures.



Figure E-4 : Passage du réseau reproduit manuellement sur transparent au réseau d'épaisseur un pixel analysé numériquement

E.6.2. Séparation des différentes branches de fissures : retrait des points triples

Pour déterminer les orientations des fissures, il faut séparer les différentes branches des fissures pour les traiter comme des objets séparés. La Figure E-5 présente la méthode de détection et de suppression des points triples utilisée dans Aphélion.



Figure E-5 : Exemple de débranchage de fissures par retrait de point triple

En Figure E-5 (a), le point triple est matérialisé par le carré gris. Chaque carré représente un pixel. Pour déconnecter les branches et pouvoir les traiter individuellement, il est nécessaire de dilater le point triple, c'est à dire de retirer non seulement le pixel interprété comme ayant trois voisins, mais aussi tous ses voisins immédiats, c'est à dire un carré de 9 pixels. Après cette dilatation et le retrait du point triple dilaté, on obtient bien des branches séparées (Figure E-5 (c)), tandis que si le point triple est retiré sans dilatation, les figures restent connectées (Figure E-5 (b)).

E.6.3. Correction d'orientation sur les longueurs de fissures

Pour donner la longueur d'une fissure en fonction du nombre de pixels, une correction d'orientation est nécessaire, car si les fissures font un angle différent de 0 ou 90°, la longueur de la fissure n'est plus proportionnelle au nombre de pixels. Ce point est illustré Figure E-6.



Figure E-6 : Illustration de la nécessité du facteur de correction d'orientation des fissures lors de l'évaluation des longueurs de fissure par comptage de pixels

Lorsque une fissure est horizontale, ou verticale, (fissure 2, Figure E-6), sa longueur est proportionnelle au nombre de pixels : si un pixel correspond à une longueur a, la longueur de la fissure 2 est de 5a. En revanche, la fissure 1 a une longueur de 5 $\sqrt{2a}$, car la fissure fait un angle de 45° avec l'horizontale. Le facteur de correction variera de 1 à $\sqrt{2}$ suivant l'angle α que fait la fissure avec l'horizontale, c'est à dire en $1/\cos(\alpha)$ si α est compris entre 0 et 45° et $1/\sin(\alpha)$ pour α compris entre 45 et 90.

Il est donc possible de calculer la longueur totale de fissures, connaissant les répartitions statistiques des angles :

$$L = \frac{1}{r.g} \left(\sum_{i=1}^{i=5} a_i N_{tot} \frac{1}{\cos(\alpha_i)} + \sum_{i=6}^{i=9} a_i N_{tot} \frac{1}{\sin(\alpha_i)} \right)$$

où L est la longueur totale de fissures,

r la résolution de l'image,

g le grossissement de l'image,

a_i la proportion de pixels dans l'intervalle angulaire i,

N_{tot}, le nombre total de pixels de l'image,

et α_i l'angle moyen de l'intervalle i.

E.6.4. Mesure de l'espace libre moyen entre fissures

L'espace libre entre fissures est défini comme la distance moyenne entre deux fissures du réseau, mesurée suivant les directions verticale et horizontale. Ce choix de directions de mesures est justifié par le fait que la plupart des fissures des réseaux sont orientées à peu près suivant ces directions (cf. § III.4.2.). Le principe de mesure est présenté Figure E-7.



Figure E-7 : Principe de mesure de l'espace libre entre fissures (réseau 304 L-28.g à 300 000 cycles)

Le réseau est intercepté successivement par deux réseaux de lignes horizontales et verticales équidistantes. Sur chaque ligne, les points d'interception sont repérés, et les distances entre deux points consécutifs mesurées. La moyenne de ces mesures sur les deux réseaux de lignes horizontales et verticales définit l'espace libre moyen.

F. DIMENSIONNEMENT DES EPROUVETTES DE FLEXION

L'objectif de ces essais est de voir quel était le comportement des réseaux obtenus par fatigue thermique sur le dispositif SPLASH en fissuration par fatigue en flexion 4 points symétrique et isotherme. Ce comportement est ensuite comparé au comportement de barreau de flexion entaillés.

Lors de la définition des essais de flexion, les points présentés ci-après sont été pris en compte.

Les éprouvettes de flexion doivent pouvoir être prélevées dans un barreau SPLASH, ce qui nous impose les contraintes géométriques suivantes : $W_{max} \leq 25 \text{ mm}$, $Lt_{max} \leq 140 \text{ mm}$, $B_{max} \leq 20 \text{ mm}$, pour les dimensions de l'éprouvette présentées schématiquement en Figure F-1, avec B, l'épaisseur de l'éprouvette.



Figure F-1 : Représentation schématique de la géométrie d'une éprouvette de flexion 4 points

Le réseau de fissures a des dimensions limitées, c'est à dire que la largeur B' fissurée est toujours inférieure ou égale à 10 mm (rappelons que la fenêtre de trempe a pour dimensions 9 x 30 mm², et que les fissures peuvent parfois légèrement « déborder » de cette fenêtre).

L'objet du dimensionnement présenté ici, est de faire un compromis entre ces impératifs géométriques et les critères de validité de la norme AFNOR A 03-404 sur les essais de fissuration [AFN-91]. Nous avons choisi comme profondeur d'entaille sur barreau entaillés, $a_0 = 1,5$ mm. Cette profondeur correspondait à la profondeur moyenne du premier réseau analysé en abrasion contrôlée, le réseau 304 L-23.g.

Nous présentons ici le dimensionnement des éprouvettes de largeur B = 6 mm, le dimensionnement des essais B = 10 mm ayant été fait de façon similaire.

Notre objectif est de choisir une géométrie d'éprouvette et de déterminer la charge ΔP appropriée. Celle-ci doit répondre à plusieurs critères :

- le ΔP doit être suffisamment élevé pour conduire à l'amorçage d'une fissure de fatigue en fond d'entaille ;
- en fin de propagation, la plasticité doit encore être confinée en pointe de fissure.

C'est en gardant ces impératifs à l'esprit que les dimensionnements ont été réalisés, en se basant sur la norme AFNOR A 03-404 [AFN-91].

Pour que la mécanique élastique linéaire de la rupture soit applicable, la norme impose que les conditions géométriques suivantes soient respectées :

 $0,2W \le B \le W$ $L_t \ge L_1 + L_2 + L_3 + 0,2W$ $L_1, L_2 \ge W$ $L_3 \ge 2W$ $L_1 = L_2 \pm 0,01W$ $D \ge W/8$ où D correspond au diamètre des rouleaux d'appuis. Il faut d'autre part que la longueur de l'entaille initiale après préfissuration soit supérieure à 0,2W et que l'entaille mécanique soit supérieure à 0,1W.

Le domaine de validité des calculs de K est déterminé par :

$$W-a \ge \left(\frac{3SF\max}{2B\operatorname{Re}c}\right)^{1/2}$$
 avec $S = L_1 + L_2$.

Ceci permet de déterminer F_{max} à ne pas dépasser pour rester dans le domaine de validité de la LEFM (plasticité confinée).

Rec, la limite d'écoulement, est définie par Re
$$c = \frac{Rm + Rp_{0,2}}{2}$$
 quand $\frac{Rm}{Rp_{0,2}} > 1,3$

Le facteur d'intensité de contrainte, dans le cas d'une éprouvette de flexion 4 points, est déterminé par :

$$K = \frac{PY}{BW_{1/2}} \quad (1)$$

avec $Y = \frac{3(2 \tan \theta)^{1/2} \left[0.923 + 0.199(1 - \sin \theta)^4 \right]}{\cos \theta} \quad (2)$
et avec $\theta = \frac{\pi a}{2w}$ lorsque $L_1 + L_2 = 2W$ (sinon Y est proportionnel à $\frac{L_1 + L_2}{2W}$)

Nous choisissons la géométrie d'éprouvette suivante :

$$\begin{split} W &= 25 \\ B &= 6 \\ L_1 &= L_2 &= 25 \\ L_3 &= 60 \\ L_t &= 140 \\ S &= L_1 + L_2 &= 50 &= 2W \end{split}$$

Des essais de traction effectués sur la tôle 304 L nous donnent les données de Rp_{0,2} et Rm.

$$\frac{Rm}{Rp_{0.2}} = \frac{632.5}{283} \approx 2,23$$

Nous sommes bien dans la condition $\frac{Rm}{Rp_{0,2}} > 1,3$, la limite d'écoulement obtenue est Rec = 458 MPa.

Pour différentes valeurs de a/W nous obtenons les charges limites suivantes :

a	1,5	3	4	5	7,5
F _{max} en kN	20,2	17,7	16,1	14,6	11,2

Nous avons choisissons de faire des essais à $R_p = 0.1$, et à $P_{max} = 13$ kN, ce qui nous conduit à $\Delta P = 11,7$ kN.

Et les formules (1) et (2) permettent de déterminer les ΔK initiaux et finaux.

Nous obtenons alors les valeurs de K et de ΔK consignées dans le tableau suivant, en fonction de la longueur de fissure a :

a (mm)	1,5	3	4	5	7,5
K _{max} en MPa.m ^{1/2}	19	26,1	30	33,7	43,8

	$\frac{1.5}{25} \le \frac{a}{w} \le \frac{3}{25}$	$\frac{3}{25} \le \frac{a}{w} \le \frac{4}{25}$	$\frac{4}{25} \le \frac{a}{w} \le \frac{5}{25}$	$\frac{5}{25} \leq \frac{a}{w} \leq \frac{7.5}{25}$
ΔK_{ini} en MPa.m ^{1/2}	17,1	23,5	27	30,4
ΔK_{fin} en MPa.m ^{1/2}	23,5	27	30,4	39,4

Cette plage de ΔK semble compatible avec des avancées de fissures de l'ordre de 10^{-4} mm/cycle, d'après la loi de Paris pour le 304 L déterminé sur essais CT à température ambiante.

Pour vérifier que la plastification reste confinée en pointe de fissure, nous calculons la taille des zones plastifiées théoriques.

Le modèle d'Irwin donne les formules suivantes pour le calcul du rayon de la zone plastique :

$$r_{c} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{R_{e}}\right)^{2} \text{ en contrainte plane}$$

$$r_{d} = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K}{R_{e}}\right)^{2} \text{ en déformation plane, avec } R_{e} \text{ limite d'élasticité du matériau.}$$

Dans notre cas, nous prenons $R_e=Rp_{0.2}$, soit 283 MPa et vu la faible largeur de l'éprouvette et la ductilité du matériau, nous nous plaçons en contraintes planes. On obtient alors les tailles de zones plastiques données dans le tableau ci-dessous, en fonction de la longueur de fissure :

a	1.5	3	4	5	7,5
contrainte plane Kmax	0,72	1,35	1,79	2,26	3,81

Les zones plastiques cycliques sont assez importantes par rapport à la longueur de fissures, mais nous ne sommes pas dans le cadre de la plasticité généralisée.

En nous limitant à des longueurs de fissures inférieures à 7,5 mm, nous parvenons donc à respecter les recommandations de la norme pour nos essais de flexion sur éprouvettes d'épaisseur B = 6 mm, à l'exception de la condition géométrique qui impose une longueur de l'entaille mécanique supérieure à 0,1W (dans notre cas $a_0 = 1,5$ mm pour W = 25mm), et de la condition de préfissuration.

G. METHODES DE DEPOUILLEMENT

G.1. Mesure de longueur de fissure par la méthode des neuf points

Cette méthode, tirée de la norme AFNOR A 03-404 [AFN-91], permet d'estimer la profondeur moyenne atteinte par une fissure de fatigue à partir de l'analyse du faciès de rupture. Les 9 points qui donnent le nom à la méthode sont définis sur la Figure G-1.





Les points de mesure 1 et 9 sont situés à 0,005 W du bord de l'éprouvette où W est la hauteur de l'éprouvette. Les autres points de mesure sont régulièrement espacés entre les points 1 et 9. La longueur moyenne de la fissure est alors définie par :

$$a = \frac{1}{8} \left\{ \frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^{i=8} a_i \right\}$$

G.2. Détermination de la loi de Paris par la méthode de la sécante

Cette méthode est celle définie par la norme AFNOR A 03-404 [AFN-91]. Son objectif est de déterminer une vitesse de propagation de fissure moyenne, calculée sur un incrément de longueur de propagation significatif et représentatif du déroulement de l'essai, en excluant les bruits, les phénomènes transitoires, ou tout incident ayant modifié le régime de propagation.

Elle consiste à calculer la vitesse de propagation de fissure da/dN en fonction de ΔK , entre deux points (a_i, N_i) et (a_{i+1}, N_{i+1}) au point moyen :

$$\overline{a} = \frac{a_i + a_{i+1}}{2}$$
par la formule :

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i}$$
et d'exprimer ensuite :

$$\Delta K = f(\overline{a})$$

Les incréments de longueur de fissures doivent être pris supérieurs ou égaux à 10 fois la précision de la mesure ou à 0,01 W avec W la longueur de l'éprouvette (prendre la plus grande des deux valeurs). Une courbe exprimant da/dN en fonction de ΔK peut ensuite être tracée en diagramme bilogarithmique, et une régression linéaire permet d'obtenir les coefficient C et exposant m de la loi de Paris qui s'exprime sous la forme :

$$da/dN = C (\Delta K)^m$$

H. MODELISATION DE LA PROPAGATION DE FISSURES MULTIPLES EN FATIGUE THERMIQUE

L'objectif de cette partie est de présenter deux modèles permettant d'estimer les profondeurs maximales atteintes sous sollicitations de fatigue thermique pure par un réseau de fissure.

H.1. Principe et détermination du chargement

Le principe de la modélisation de la fissuration multiple que nous présentons ici a été développé dans le cadre de plusieurs stages réalisés au SRMA pour des éprouvettes sollicitées dans les conditions dites RNR (essais sur acier de type AISI 316 L(N), pour $T_{max} = 550^{\circ}$ C et $\Delta T = 200$ ou 250° C), et avait donné de bons résultats en termes de profondeur maximale atteinte dans ces conditions [BAL-96], [FER-97], [NGU-98], [VER-01].

L'idée de départ est d'utiliser une loi de Paris de propagation de fissure en utilisant non pas la variation du facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure, mais une variation de facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} , déterminée à partir de la méthode proposée par Skelton [SKE-83], illustrée en Figure H-1. L'objectif de cette méthode est de réaliser des calculs en élasticité et non pas en élastoplasticité, ce qui accélère notablement les calculs.



Figure H-1 : Schéma de principe du modèle de Skelton, dans le cas d'un chargement uniaxial

Dans ce modèle, la variation de déformation plastique est supposée équivalente à une déformation élastique, engendrant une variation de contrainte $\Delta \sigma_{pseudo}$. La valeur de $\Delta \sigma_{pseudo}$ dépend du type de chargement (Tableau H-1).

Champ de contrainte	$\Delta \sigma_{pseudo}$
Uniaxial	$E \Delta \varepsilon_p$
Equibiaxial	$\frac{E\Delta\varepsilon_p}{1+\nu}$
Triaxial	$\frac{E}{(1-2\nu)(1+\nu)} \Big[(1-\nu)\Delta\varepsilon_{p1} + \nu\Delta\varepsilon_{p2} + \nu\Delta\varepsilon_{p3} \Big]$ avec $\Delta\varepsilon_{p1}$: variation de déformation plastique dans la direction normale à la fissure et $\Delta\varepsilon_{p2} = \Delta\varepsilon_{p2}$: variations de déformation plastique dans les deux autres directions

Tableau H-1 : Valeurs de $\Delta\sigma_{pseudo}$ en fonction du type de chargement dans le modèle de Skelton

La fermeture éventuelle de fissure est aussi prise en compte, par l'intermédiaire d'un coefficient q, qui peut varier entre 0,5 (pas de plasticité) et 1 (fissure toujours ouverte). Au final, la contrainte effective s'exprime par :

$$\Delta \sigma_{eff} \!= q \Delta \sigma + \Delta \sigma_{pseudo}$$

Le chargement est calculé à partir des variations de température, ou bien de manière simplifiée à partir de la loi de consolidation cyclique du matériau, ou bien à partir de la loi de comportement déterminée à

partir des essais de fatigue oligocyclique (méthode 'complète') par calculs par éléments finis, comme présenté au chapitre III.

D'autres hypothèses sont faites :

- nous supposons que la présence d'une ou de plusieurs fissures ne modifie pas la répartition des contraintes dans l'éprouvette
- pour la méthode simplifiée, nous supposons que les contraintes sont équibiaxées en surface et nous déterminons $\Delta \sigma_{pseudo}$ en conséquence, en utilisant la loi de consolidation cyclique du matériau
- pour la méthode complète, nous utilisons les valeurs $\Delta \varepsilon_{pxx}$, $\Delta \varepsilon_{pyy}$ et $\Delta \varepsilon_{pzz}$ déterminées par CASTEM2000 pour déterminer $\Delta \sigma_{pseudo}$
- comme la valeur de q n'est pas connue, nous regardons dans un premier temps à quelle profondeur se propagerait une fissure isolée pour différentes valeurs de q, et nous choisissons une valeur de q qui permette d'obtenir une propagation de fissure isolée plus profonde que celle obtenue sur un réseau de fatigue thermique sur SPLASH
- la loi de Paris utilisée pour la propagation des fissures est celle déterminée par l'essai sur éprouvettes CT à 320°C et donnée au chapitre II,
- pour simplifier la détermination des facteurs d'intensité de contrainte effectifs, nous appliquons la méthode de superposition utilisée par Buchalet [BUC-76]. Pour cela, $\Delta \sigma_{eff}$ (les contraintes ayant au préalable été calculées par éléments finis) est assimilé à un polynôme du troisième degré par :

$$\Delta \sigma_{\rm eff} = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3$$

avec x la profondeur

On obtient alors la variation effective du facteur d'intensité de contrainte pour une fissure de longueur a par :

$$\Delta K_{\text{eff}}(a) = \sqrt{\pi a} \left[A_0 F_1 + \frac{2a}{\pi} A_1 F_2 + \frac{a^2}{2} A_2 F_3 + \frac{4a^3}{3\pi} A_3 F_4 \right]$$

avec F1, F2, F3 et F4 les facteurs de forme obtenus par les formules suivantes :

(mm), 300 000 d

0,49

$$F_{1} = \frac{\Delta K(\sigma = A_{0})}{A_{01}\sqrt{\pi a}}; F_{2} = \frac{\sqrt{\pi}}{2A_{1}\sqrt{a^{3}}}\Delta K(\sigma = A_{1}x); F_{3} = \frac{2}{\sqrt{\pi}A_{2}\sqrt{a^{5}}}\Delta K(\sigma = A_{2}x^{2});$$

$$F_{4} = \frac{3\sqrt{\pi}}{4A_{2}\sqrt{a^{7}}}\Delta K(\sigma = A_{3}x^{3})$$

Ces facteurs de forme sont fonction de la géométrie des fissures, en l'occurrence leur profondeur a, et indépendants du chargement. Ils peuvent donc être calculés par application sur les lèvres des fissures, d'une pression successivement uniforme, linéaire, quadratique et cubique.

Pour une fissure isolée, de longueur initiale $100 \mu m$, nous obtenons après 300 000 cycles de propagation les résultats suivants pour différentes valeurs de q (par les deux méthodes):

	Méthode simplifi	iée	q = 0,6	q = 0),7 0	y = 0,8	q = 0,9	q = 1
A0=		352,82	393.	62 4	34.42	475.21	516.01	
	A1=		-330,71	-356.	83 -:	382.95	-409.08	-435.2
A2=			96,897	100.	56 1	104.22 10	107.89	111.55
	A3=		-9.3527	-9.34	-78 -	9.343	-9.3381	-9.3332
	a (mm), 300 000) c	1.35	2.0	5	2.66	2.90	3.24
N	léthode complète		q = 0,6	q = 0,7	q = 0,8	q =	= 0,9	q = 1
	A0=		318.35	357.18	396.01	43	4.84	473.67
	A1=	-	357.04	-398.23	-439.41	-4	80.6	-521.79
	A2=		109.42	123.02	136.62	15	0.22	163.82
	A3=	-	10.683	-12.108	-13.533	-14	.958	-16.383

1.04

1.47

1.73

1.97

Pour le calcul par la méthode simplifiée, utilisant la loi de consolidation cyclique du matériau, on peut prendre q=0,9 : après 230 000 cycles, une fissure isolée de 100 μ m mesure 2.68 mm (2.51 mm pour q=0,8), ce qui est supérieur à la profondeur maximale atteinte par les fissures des réseaux. Le réseau étant lâche, on peut penser que le ralentissement sera de l'ordre de 10-20%, ce qui justifie qu'une fissure isolée puisse propager jusqu'à 2,6 mm avec le même chargement.

Aucune valeur de q ne permet à la simulation sous CASTEM de faire propager la fissure unique suffisamment loin.

H.2. Application à la propagation d'un réseau

On peut maintenant appliquer le chargement effectif sur un réseau de fissures, et le comparer à l'expérience. Deux modèles ont été utilisés :

- Un modèle simplifié, qui ne tient pas compte des interactions de toutes les fissures ;
- Un modèle complet (par éléments finis), qui tient compte de toutes les interactions entre les fissures.

Le chargement appliqué répond aux conditions énoncées au paragraphe précédent : $\Delta\sigma$ calculé par la méthode simplifiée, avec q=0.9 (A₀ = 475.21, A₁ = -409.08, A₂ = 107.89, A₃ = -9.3381).

Dans un premier temps, les modèles utilisés postulent que le réseau est totalement formé au bout de 70 000 cycles (hypothèse faite dans les études précédentes, [FER-97]).

Dans le modèle simplifié, pour chaque fissure, on considère tous les couples de fissures possible. Pour chaque couple, les facteurs de formes F1, F2, F3 et F4 sont déterminés en fonction de la distance entre les deux fissures et leur longueur ; on en déduit la fissure la plus influente pour la fissure considérée (celle pour laquelle la fissure considérée est la plus freinée) ainsi que les facteurs de forme correspondants. On calcule ensuite le ΔK_{eff} (il ne tient compte que de la fissure la plus influente), et la propagation de chaque fissure (avec une loi de Paris). On recommence jusqu'à obtenir le nombre de cycles désiré.

Dans le modèle par éléments finis, on maille l'éprouvette SPLASH en deux dimensions avec le réseau de fissures (on suppose des fissures bandes parallèles, comme dans la modélisation des essais de flexion), on applique le chargement $\Delta \sigma_{eff}$, on calcul les ΔK_{eff} de chaque fissure (ce calcul tient compte de toutes les fissures), puis on applique la loi de Paris utilisée dans le modèle simplifié. On réitère l'opération jusqu'au nombre de cycles voulu. Le maillage est donc refait à chaque pas de calcul.

Dans notre cas, ces modèles n'ont pas permis d'obtenir des propagations suffisantes des réseaux. Nous supposons que le fait de supposer toutes les fissures amorcées simultanément est pénalisant, car cela multiplie les effets d'écran et ce n'est pas conforme à la réalité expérimentale : en effet, nous avons vu au chapitre III que des réseaux amorcés à 70 000 cycles n'étaient pas stabilisés en surface à 400 000 cycles. G. Veragen [VER-01] a donc proposé de prendre en compte la « germination continue des fissures ».

H.3. Prise en compte de la germination continue

Cette méthode est applicable à des calculs par éléments finis, en 2 dimensions.

L'algorithme proposé est le suivant :

- Création des sites d'amorçages distants de 1 mm.
- A chaque pas de calcul, création de k fissures (à partir d'un taux de germination qui pourrait être défini à partir de l'évolution de certains paramètres morphologiques des réseaux en surface, comme la densité de fissures par exemple.Les nouvelles fissures sont placées de manière aléatoire sur les sites d'amorçages grâce à la répartition spatiale du taux de germination : si la fissure se trouve dans une zone déchargée (à l'intérieur du triangle de déchargement d'une autre fissure) ou sur un site déjà occupé, elle n'est pas crée. Sinon, la fissure est créée et peut se propager.
- Maillage de la nouvelle éprouvette, application chargement mécanique
- Calcul des ΔK par éléments finis pour chaque fissure. On applique ensuite la loi de Paris et on fait propager chacune des fissures.

I. VERIFICATION DE LA STABILITE DES CALCULS DE FISSURATION PAR FATIGUE EN FLEXION EN FONCTION DE L'INCREMENT EN NOMBRE DE CYCLES

L'objectif est ici de vérifier que les résultats obtenus lors des simulations ne dépendent pas de l'incrément dN choisi (rappelons que la simulation repose sur le calcul d'une avancée de fissure, à partir d'une loi de Paris exprimée sous la forme da = C ΔK^m dN, avec ΔK déterminé par la méthode SIF, et dN, l'incrément en nombre de cycles dN choisi constant).

Des simulations de propagation d'une seule fissure, simulant le cas de l'éprouvette mono-entaillée 304 L - B-50, ont été réalisées avec différentes valeurs de dN, de 100 à 1000 cycles, et les résultats sont présentés en Figure I-1. Les longueurs mesurées sur la face latérale avant (décalées du nombre de cycles à l'amorçage) de l'éprouvette lors de l'essai sont données, à titre de comparaison.



Figure I-1 : Comparaison propagation d'une fissure unique en fond d'entaille sur une éprouvette de flexion expérimentalement

Il convient de constater que la dispersion des résultats numériques en fonction de la taille de l'incrément cyclique pour dN compris entre 100 et 1000 est faible : les courbes apparaissent superposées. Cette faible dispersion nous permettra de travailler avec un dN de 1000 cycles, ce qui limite le nombre de remaillages pour un même nombre de cycles total et diminue en conséquence le temps de calcul.