



HAL
open science

Modélisation de l'impact du grenailage sur le comportement et l'endommagement en fatigue de l'Inconel 718

Jean-Patrick Goulmy

► **To cite this version:**

Jean-Patrick Goulmy. Modélisation de l'impact du grenailage sur le comportement et l'endommagement en fatigue de l'Inconel 718. Matériaux et structures en mécanique [physics.class-ph]. Université de Technologie de Troyes, 2017. Français. NNT : 2017TROY0037 . tel-02965917

HAL Id: tel-02965917

<https://theses.hal.science/tel-02965917>

Submitted on 13 Oct 2020

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Thèse
de doctorat
de l'UTT

Jean-Patrick GOULMY

**Modélisation de l'impact
du grenailage sur le comportement
et l'endommagement en fatigue
de l'Inconel 718**

Spécialité :

Matériaux, Mécanique, Optique et Nanotechnologie

2017TROY0037

Année 2017

THESE

pour l'obtention du grade de

DOCTEUR de l'UNIVERSITE DE TECHNOLOGIE DE TROYES

Spécialité : MATERIAUX, MECANIQUE, OPTIQUE ET NANOTECHNOLOGIE

présentée et soutenue par

Jean-Patrick GOULMY

le 20 décembre 2017

Modélisation de l'impact du grenailage sur le comportement et l'endommagement en fatigue de l'Inconel 718

JURY

Mme V. AUBIN	PROFESSEURE DES UNIVERSITES	Présidente
Mme B. BACROIX	DIRECTEUR DE RECHERCHE CNRS	Rapporteur
M. É. CHARKALUK	DIRECTEUR DE RECHERCHE CNRS	Examineur
M. R. DESMORAT	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Rapporteur
Mme P. KANOUTE	MAITRE DE CONFERENCES ASSOCIE	Directrice de thèse
Mme C. MABRU	PROFESSEURE ISAE - SUPAERO - HDR	Examineur
M. Y. NADOT	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Examineur
Mme E. ROUHAUD	PROFESSEURE DES UNIVERSITES	Directrice de thèse

Personnalité invitée

M. A. SEROR	INGENIEUR
-------------	-----------

Remerciements

Les remerciements ce n'est pas la partie la plus facile à écrire dans un manuscrit. Non pas parce qu'il faille les écrire mais plutôt parce qu'ils représentent beaucoup de choses à la fois. Après avoir écrit 300 pages pour retranscrire ce qu'on a fait pendant trois ans, on peut prendre quelques minutes et deux pages de plus pour remercier toutes les personnes avec qui on a partagé ce plaisir immense de faire de la science une chose presque banale. Quand quelque chose vous plaît c'est toujours difficile de se tourner vers l'inconnu ou presque mais ce sont ces instants qui vous permettent d'avancer dans la vie.

Je tiens à remercier sincèrement les membres du Jury qui m'ont fait l'honneur d'évaluer mon travail. Merci à Brigitte Bacroix (Université Paris 13 Nord) et Rodrigue Desmorat (ENS Cachan) d'avoir accepté de rapporter ce travail et pour toutes les questions très constructives qu'ils ont pu poser au cours de la soutenance. Merci également à Véronique Aubin (Ecole centrale Paris) d'avoir présidé mon jury de thèse ainsi qu'à toutes les personnes le composant : Eric Charkaluk (Ecole Polytechnique), Catherine Mabru (Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'espace), Yves Nadot (ENSMA) et Alexandre Seror (Safran).

Je continuerai tout simplement par remercier chaleureusement mes deux directrices de thèse Pascale Kanoute et Emmanuelle Rouhaud. Ce fût un immense plaisir de travailler à vos côtés. J'utilise ce terme car notre relation a été un échange dans lequel je me suis toujours senti à ma place. Vos conseils, qui peuvent être vus comme des critiques par d'autres ont toujours été bénéfiques et constructifs. Merci également à Louise Toulbi, pour les nombreuses discussions professionnelles et personnelles que nous avons eu. Ce fût un plaisir d'être ton premier thésard, j'espère que tu seras heureuse du chemin parcouru ensemble car moi je le suis. Et enfin, que dire de Serge Kruch, toujours le mot juste et le recul nécessaire pour bonifier les choses : un grand merci.

Ensuite, j'aimerais remercier les personnes de l'IRT M2P et les industriels sans qui cette thèse n'aurait pu exister. Merci à Quentin Puydt d'avoir géré ce si grand projet et à tous mes collègues à jamais Condor, Romain, Clément, Vincent et Maxime. Ce fût avec un réel engouement et toujours sans filtre que l'on a pu discuter de nos vies et de nos travaux respectifs autour d'un bureau, d'un bar ou d'une patinoire de l'autre côté de l'Atlantique. Il m'est impossible de citer tous les acteurs industriels tant les personnes rencontrées durant ces trois années ont été nombreuses. Merci particulièrement à Jawad, Alexandre et Amélie pour avoir partagé vos idées, vos suggestions (ou critiques ;-)), vos impressions, et vos souhaits.

Je souhaite remercier également mes collègues de l'Onera pour leur bonne humeur continue. Ces années à vos côtés ont été l'occasion de discuter de choses et d'autres, allant du sport à la politique, aux heureux événements que peuvent réserver la vie comme la réalisation d'un mariage, la naissance d'un bébé ou l'achat de la dernière console High Tech. Permanente-permanent, thésarde-thésard ou stagiaire, vous avez tous fait partie intégrante de ma vie Onerienne alors merci pour tous ces bons moments partagés : Alexandre, Agnès, Anis, Camille, Catherine, Charlotte, Christophe, Clément, David, Denis, Didier-s, Edi, Emmanuel, Eva, Florent, Francesco, Jean-Didier, Jean-Louis, Johann, Léo, Margaux, Nicolas, Pierre, Solenne, Sylvia, Teddy, Vincent-s, Xavier, Yves.

Je profite de ces quelques lignes pour remercier également les collègues de l'UTT, Delphine, Donato, Emmanuel ou encore Manuel pour m'avoir accueilli chaleureusement au cours de mes passages dans la charmante ville de Troyes.

« Ce n'est pas tant l'intervention de nos amis qui nous aide, mais le fait de savoir que nous pourrions toujours compter sur eux ». Cette phrase d'Epicure traduit bien ce que vous, mes amis, représentez à mes yeux. Je ne suis pas du genre à exprimer mes pensées affectives. Ces remerciements sont donc l'occasion de vous dire merci pour ces moments de partage et d'amitié qui ont été et qui seront. J'ai hâte de pouvoir participer à de nouveaux week-ends avec vous. Il faut dire que je n'ai pas encore visité Angoulême, Béthune, Le Creusot, Nîmes ou encore Nontron. Il est grand temps de le faire à présent!

Je profite également de cette page pour remercier ma belle-famille de Tulle (j'en ai qu'une rassurez-vous mais il faut bien citer une ville de Corrèze pour que vous sachiez d'où je viens). Merci Eliane et Bernard de nous accueillir le vendredi soir très tard mais toujours avec le sourire. Merci à Lucie de nous faire ces si bons petits plats qui nous obligent à aller faire cette petite marche digestive si chère à Eliane. Je ne vais certainement pas oublier Laure qui souhaitait absolument apparaître dans mon manuscrit. C'est chose faite à présent. Je ne pouvais évidemment pas écrire un paragraphe sur ma belle-famille sans avoir une pensée pour Renée. Je finirai donc par vous remercier, Renée, de votre bienveillance à mon égard dès le premier jour de notre rencontre. Nous pensons fort à vous.

Ma thèse aura été l'occasion, de faire la connaissance de ma petite nièce Kyra qui donne assurément la pêche quand on la voit de temps en temps! Alors merci Cécile et Brice. Je me doute que ce n'est pas pour moi que vous avez créé ce petit bout d'amour mais c'est un tel plaisir de la voir et de lui faire des bisous. Merci à mes parents de m'avoir toujours soutenu dans les choix que j'ai pu faire. La confiance que vous avez su m'accorder en étant déjà tout petit me sert chaque jour à prendre les décisions faciles comme les plus difficiles. J'espère pouvoir me rapprocher un jour de vous pour vous rendre visite plus souvent. On dit souvent loin des yeux loin du cœur, la contradiction s'applique forcément ici.

Je ne pouvais finir ces remerciements sans remercier Anne. Plus de 9 ans que nous sommes ensemble et il faut dire que l'on a bien grandi depuis! Merci de m'accompagner chaque jour, chaque heure et chaque minute. Ces trois dernières années auront été l'occasion d'écrire l'introduction d'un nouveau chapitre de nos vies que j'ai hâte de développer à tes côtés. Les perspectives sont nombreuses mais tellement évidentes avec toi. Je veux que tu trouves en moi un soutien, un réconfort pour toutes les années qui viennent, afin de mener à bien tous nos projets.

Table des matières

REMERCIEMENTS	1
TABLE DES MATIERES	3
INTRODUCTION	5
CHAPITRE I ETAT DE L'ART	9
I.1 L'ALLIAGE INCONEL 718	11
I.2 LE GRENAILLAGE DE PRECONTRAINTE	23
I.3 DIMENSIONNEMENT EN FATIGUE DES STRUCTURES	42
I.4 RESUME	44
CHAPITRE II DEMARCHE DE L'ETUDE	45
II.1 CADRE DE LA THESE	47
II.2 PRESENTATION DE LA DEMARCHE GLOBALE	49
II.3 PARAMETRES MICROSTRUCTURAUX INTRODUITS DANS LA CHAINE DE DIMENSIONNEMENT	56
II.4 GRENAILLAGE DES EPROUVETTES	64
II.5 DETAIL DU PLAN DE LA THESE	67
CHAPITRE III ETUDE DE L'INFLUENCE DES PARAMETRES MICROSTRUCTURAUX ET DES CONDITIONS DE GRENAILLAGE SUR LES CONTRAINTES RESIDUELLES ET L'ECROUISSAGE	69
III.1 CALIBRATION DE L'ECROUISSAGE	72
III.2 ETUDE DES CONTRAINTES RESIDUELLES ET DE L'ECROUISSAGE SUR L'INCONEL 718 DA	87
III.3 COMPARAISON DES DIFFERENTES MICROSTRUCTURES	98
III.4 CONCLUSION	106
CHAPITRE IV PROPOSITION DE LOI DE COMPORTEMENT DE L'INCONEL 718	107
IV.1 ETAT DE L'ART DES FORMALISMES EXISTANTS ET PRESENTATION DES ESSAIS ASSOCIES	109
IV.2 PROPOSITION D'UNE MATRICE D'ESSAIS ET DE DEPOUILLEMENT	114
IV.3 IDENTIFICATION DU FORMALISME DE L'INCONEL 718	116
IV.4 IDENTIFICATION DES PARAMETRES DE LA LOI DE COMPORTEMENT	130
IV.5 MODELISATION DE LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES	143
IV.6 CONCLUSION	150

CHAPITRE V	ETUDE DE L'IMPACT DU GRENAILLAGE SUR LE COMPORTEMENT DE L'INCONEL 718	151
V.1	ETUDE EXPERIMENTALE DE L'INFLUENCE DU GRENAILLAGE SUR LE COMPORTEMENT	153
V.2	ETUDE NUMERICO-EXPERIMENTALE DE LA CALIBRATION DE L'ECROUISSAGE	169
V.3	EXPLOITATION DES RESULTATS DE SIMULATION DU GRENAILLAGE	172
V.4	MODELISATION DE LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES AVEC PRISE EN COMPTE DE L'ECROUISSAGE INDUIT PAR GRENAILLAGE	176
V.5	CONCLUSION	181
CHAPITRE VI	MODELISATION DE L'IMPACT DU GRENAILLAGE SUR LA DUREE DE VIE EN FATIGUE DE L'INCONEL 718	183
VI.1	ANALYSE EXPERIMENTALE DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE DE L'INCONEL 718 NON GRENAILLE	185
VI.2	MISE EN PLACE D'UN MODELE DETERMINISTE	193
VI.3	MISE EN PLACE D'UN MODELE PROBABILISTE	204
VI.4	PREDICTION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE D'EPROUVETTES GRENAILLEES	218
VI.5	CONCLUSION	234
	CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES	237
	ANNEXES CHAPITRE 3	243
	ANNEXES CHAPITRE 5	257
	ANNEXES CHAPITRE 6	263
	BIBLIOGRAPHIE	271
	TABLE DES FIGURES	287
	TABLE DES TABLEAUX	295
	RESUME GENERAL	297

Introduction

Dans le domaine aéronautique, le grenailage est devenu au fil des années une étape incontournable de la fabrication des disques de turbine Haute Pression (HP). Ce traitement de surface a pour but de créer des contraintes résiduelles de compression à la surface de pièces pour retarder l'amorçage des fissures de fatigue. Ces pièces de moteurs d'avions, fabriquées en Inconel 718, subissent des régimes à fortes contraintes allant de 600 MPa à 1000 MPa, et à hautes températures, de 450°C à 650°C. Leur rupture est critique, puisqu'elle peut entraîner la création de débris qui ne peuvent pas être contenus dans le moteur et sa nacelle. L'estimation de la durée de vie et des marges de dimensionnement de ces pièces sont donc essentielles. Malgré une utilisation quasi systématique, le grenailage n'est actuellement pas pris en compte dans le dimensionnement des disques de turbine. Ceci peut conduire à un surdimensionnement des pièces et donc à une augmentation inutile du poids des moteurs.

L'utilisation de l'Inconel 718 dans les disques de turbine remonte aux années 1980 et se poursuit massivement aujourd'hui car il possède de bonnes propriétés mécaniques et une résistance à la corrosion remarquable. De ce fait, il s'agit d'un matériau dont les propriétés microstructurales et mécaniques ont été particulièrement étudiées et pour lequel de nombreux modèles de comportement cycliques, d'endommagement et de fatigue ont été développés [D. Fournier et al., 1977; Saiganesh, 2001; Alexandre, 2004; Hoffmeister et al., 2008; Niang, 2010; Becker et al., 2011; Chaboche et al., 2012; Prisacari, 2017]. Les modélisations actuelles permettent de bien retranscrire les propriétés mécaniques du matériau. Cependant, elles sont souvent restreintes car identifiées pour des conditions d'utilisation très spécifiques (température, type de sollicitation). De plus, bien que les effets microstructuraux sur les propriétés mécaniques de l'Inconel 718 ait été démontrés [Alexandre, 2004; Maderbacher et al., 2010], la plupart des modélisations phénoménologiques proposées dans la littérature n'en tiennent pas compte et supposent donc une microstructure homogène au sein du disque.



Disque de turbine en Inconel 718 [Safran].

Egalement utilisé depuis la fin des années 1980 dans le domaine aéronautique, le procédé de grenailage a fait l'objet de nombreux travaux expérimentaux afin de comprendre son influence sur la durée de vie en fatigue. Les trois principaux paramètres identifiés comme pouvant avoir un impact sur la durée de vie sont les contraintes résiduelles, l'érouissage et la rugosité. Prevéy est l'un des premiers auteurs à avoir étudié l'influence de l'érouissage introduit lors du grenailage sur la relaxation des contraintes résiduelles au cours d'un chargement thermique sur différents matériaux (Inconel 718, TA6V). Il a proposé une méthode de calibration de l'érouissage à partir d'essais pilotés en déformation et de la diffraction des rayons X (DRX) [Prevéy, 1987]. Depuis, plusieurs travaux utilisent cette méthode de calibration et l'appliquent à différentes techniques de caractérisation pour évaluer l'érouissage introduit lors du grenailage (Electron BackScatter Diffraction (EBSD), DRX, microdureté) [Kamaya et al., 2004; Foss et al., 2013; Soady et al., 2013; Lv et al., 2015; Lv et al., 2016]. Ces travaux, essentiellement expérimentaux, assimilent l'érouissage introduit lors du grenailage à la déformation plastique équivalente, mesurée principalement à partir d'essais monotones. Cette approche repose sur de nombreuses hypothèses qu'il convient alors de vérifier si l'on

souhaite identifier précisément la valeur de l'écroissage introduit lors du grenailage, pour être en mesure de la prendre en compte dans la modélisation.

Parallèlement aux études expérimentales, la modélisation de la relaxation des contraintes résiduelles sous chargements thermique et cyclique a fait l'objet de nombreux travaux [Kodama, 1972; Vöhringer, 1987; Zhuang et al., 2001; Zaroog et al., 2011; Zhan et al., 2012; Xie et al., 2016]. La plupart des premières modélisations proposées reposent sur des modèles analytiques. Ces modèles présentent l'avantage d'être simples d'utilisation mais possèdent également l'inconvénient de ne pas pouvoir décrire l'ensemble des effets observés expérimentalement et ils ne sont pas transposables à des cas de structures complexes. Le développement d'outils numériques avancés permet une utilisation de la modélisation par éléments finis de plus en plus précise. L'une des modélisations par éléments finis proposées dans la littérature la plus représentative des observations expérimentales est proposée par Chaboche et Jung [Chaboche et al., 1997]. Ils utilisent dans le formalisme de la loi de comportement un écroissage cinématique non linéaire avec seuil qui a permis de simuler la relaxation partielle des contraintes résiduelles sous chargement cyclique. Les modélisations actuelles sont donc, a priori, capables de traduire la relaxation des contraintes résiduelle sous divers chargements. Cependant, les difficultés rencontrées concernant la détermination précise de l'écroissage font qu'aujourd'hui il n'existe à notre connaissance aucune modélisation par éléments finis permettant de prendre en compte efficacement l'écroissage induit par grenailage.

En résumé, les travaux réalisés ces dernières années sur le grenailage visent à mieux comprendre son influence et à le prendre en compte dans les chaînes de calcul de durée de vie. L'ensemble des études fait apparaître trois avancées principales. D'une part, il est maintenant possible d'évaluer une déformation équivalente à l'écroissage introduit lors du grenailage avec différentes techniques de caractérisation. D'autre part, l'influence de l'écroissage sur la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement thermique a été exposée expérimentalement. Enfin, la prise en compte des contraintes résiduelles dans les calculs de durée de vie a permis d'améliorer sensiblement la prévision de la durée de vie des pièces grenillées. Cependant, l'influence précise des effets microstructuraux tels que l'écroissage introduit lors du grenailage, la taille des grains et la taille des précipités durcissants sur la durée de vie en fatigue n'a pour le moment pas ou peu été démontrée et encore moins modélisée. Par conséquent, les modélisations actuelles ne tiennent pas compte de l'ensemble de ces paramètres. Il est donc nécessaire de mieux comprendre l'influence des paramètres microstructuraux et d'enrichir la modélisation pour être plus prédictif.

C'est ce qui justifie cette étude qui consiste à modéliser l'impact du grenailage sur le comportement et l'endommagement en fatigue de l'Inconel 718.

Cette thèse s'inscrit dans le cadre du projet CONDOR (CONtraintes – DimensiOnnement – Relaxation), proposé par l'Institut de Recherche Technologique M2P (Matériaux, Métallurgie et Procédés). Il a pour objectif de proposer un chaînage des différentes étapes allant de la modélisation du grenailage à la prédiction de la durée de vie de géométries complexes telles que les disques de turbine HP.

Cette thèse se décompose en six chapitres.

Le premier chapitre propose un état de l'art sur les notions essentielles à la compréhension de ce manuscrit. Les propriétés microstructurales et mécaniques de l'Inconel 718 sont détaillées dans un premier temps. Ensuite, une étude bibliographique concernant le grenailage et son influence notamment sur la durée de vie en fatigue, est réalisée. Enfin, une description du dimensionnement actuel dans les bureaux d'études est effectuée.

Le second chapitre est destiné à développer la démarche globale de cette étude. Les choix concernant les essais les plus pertinents, les effets microstructuraux étudiés ou encore les conditions de grenailage investiguées sont ainsi exposés.

Une fois la démarche globale établie, le chapitre 3 a pour objectif d'évaluer l'influence des paramètres microstructuraux et des conditions du grenailage sur les contraintes résiduelles et l'écrouissage induits. Une étape importante est d'évaluer quantitativement l'écrouissage afin de comparer les différentes microstructures entre elles. Pour cela, la méthodologie développée par Prevéy est appliquée, enrichie et discutée. Finalement, l'étude de l'influence des paramètres microstructuraux sur la relaxation des contraintes résiduelles est réalisée afin de définir les objectifs de la loi de comportement.

Le chapitre 4 consiste à identifier une loi de comportement apte à rendre compte des observations expérimentales réalisées dans le chapitre 3. De plus, l'objectif est d'élaborer un formalisme capable de traduire le comportement monotone et cyclique de l'Inconel 718 afin de pouvoir modéliser le procédé de grenailage réalisé dans la thèse de Boyer [Boyer, 2017] et la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement thermique ou thermo mécanique. Pour cela, des essais de comportement à 20°C et 550°C sont réalisés. Une fois le formalisme mis en place, une méthode d'identification des paramètres est proposée et appliquée pour déterminer les paramètres de la loi de comportement à 550°C sur l'Inconel 718 Direct Aged. L'identification des paramètres à 20°C et l'introduction des effets microstructuraux sont ensuite proposées. Finalement le modèle mis en place est testé vis-à-vis de la relaxation des contraintes résiduelles sous chargements thermique et mécanique.

Une fois les paramètres de la loi de comportement identifiés, l'objectif du chapitre 5 est d'évaluer l'influence du grenailage sur le comportement de la couche grenillée. Cette étape se déroule en trois points. Le premier consiste en l'étude de l'influence du grenailage sur le comportement par l'intermédiaire d'essais monotones de flexion 4 points *in situ* à l'aide d'un Microscope Electronique à Balayage (MEB), ces essais permettant de solliciter préférentiellement la couche grenillée et d'avoir une résolution suffisante pour capter le gradient de propriétés mécaniques de cette couche. Par la suite, l'objectif est d'introduire les contraintes résiduelles et l'écrouissage induits par grenailage dans la modélisation. Pour cela, une méthodologie est mise en place en s'appuyant sur les résultats expérimentaux obtenus précédemment et la simulation du procédé de grenailage proposée par Boyer [Boyer, 2017]. La méthodologie est ensuite appliquée et discutée en comparant la modélisation aux résultats expérimentaux.

Le chapitre 6 vise à modéliser l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue. Pour cela un modèle de durée de vie est tout d'abord déterminé à partir d'essais de fatigue sur l'Inconel 718 non grenillé. Une chaîne de modélisation comprenant l'introduction des contraintes résiduelles et l'écrouissage induits par grenailage, la simulation de l'évolution des champs mécaniques en service et l'application du modèle de fatigue est enfin mise en œuvre sur différentes géométries d'éprouvettes. Les résultats sont alors discutés vis-à-vis des données expérimentales.

Chapitre I Etat de l'art

Ce chapitre a pour objectif de faire l'état de l'art sur trois notions importantes abordées dans ce travail à savoir : l'Inconel 718 qui est le matériau de l'étude, le grenailage et le dimensionnement en fatigue des structures.

La première partie du chapitre est consacrée à la description de la microstructure de l'alliage Inconel 718, de son comportement mécanique et de sa résistance en fatigue.

Une deuxième partie est ensuite dédiée aux études concernant le grenailage. Une description du procédé et ses conséquences sur les propriétés mécaniques des matériaux sont notamment présentées.

Finalement, dans la dernière partie de ce chapitre, le dimensionnement en fatigue des structures actuellement pratiqué en bureaux d'études est présenté.

Sommaire

CHAPITRE I ETAT DE L'ART

9

I.1 L'ALLIAGE INCONEL 718	11
I.1.1 ETUDE DE LA MICROSTRUCTURE	11
I.1.1.1 Composition de l'alliage	11
I.1.1.2 Phases présentes dans l'Inconel 718	12
I.1.2 TRAITEMENTS THERMIQUES	15
I.1.2.1 Traitements thermiques Trempé Revenu et Direct Aged	15
I.1.2.2 Microstructure obtenue suivant le traitement thermique	16
I.1.3 COMPORTEMENT MECANIQUE ET DUREE DE VIE	18
I.1.3.1 Comportement monotone de l'Inconel 718	18
I.1.3.2 Comportement cyclique de l'Inconel 718	20
I.1.3.3 Analyse de durée de vie en fatigue	21
I.2 LE GRENAILLAGE DE PRECONTRAINT	23
I.2.1 GENERALITES SUR LE GRENAILLAGE DE PRECONTRAINT	23
I.2.1.1 Contrôle du procédé	23
I.2.1.1.1 Intensité Almen [NFL 06-832]	23
I.2.1.1.2 Le taux de recouvrement	24
I.2.1.2 Etat mécanique après grenailage	25
I.2.1.3 Modifications microstructurales introduites par le grenailage	25
I.2.2 QUANTIFICATION DES EFFETS DU GRENAILLAGE	26
I.2.2.1 Echelles de mesures	26
I.2.2.2 Analyse des contraintes résiduelles macroscopiques	27
I.2.2.2.1 Loi de Bragg	27
I.2.2.2.2 Mesures de contraintes résiduelles macroscopiques sur de l'Inconel 718 grenailé	28
I.2.2.3 Etude de l'érouissage induit par grenailage	29
I.2.2.3.1 Analyse par diffraction des rayons X	29
I.2.2.3.2 EBSD	30
I.2.2.3.3 Analyse par dureté sous charge réduite	31
I.2.2.3.4 Calibration	32
I.2.3 INFLUENCE DES PARAMETRES DE GRENAILLAGE SUR L'ETAT MECANIQUE	34
I.2.4 EVOLUTION DE L'ETAT MECANIQUE SOUS SOLLECITATION	35
I.2.4.1 Relaxation thermique	35
I.2.4.1.1 Influence de la température et du temps de maintien	35
I.2.4.1.2 Influence de l'érouissage sur la relaxation des contraintes résiduelles	36
I.2.4.1.3 Modélisation de la relaxation thermique des contraintes résiduelles	37
I.2.4.2 Relaxation sous chargement cyclique	37
I.2.4.2.1 Evolution des contraintes résiduelles sous chargement cyclique	37
I.2.4.2.2 Evolution de l'érouissage sous chargement cyclique	38
I.2.4.2.3 Modélisation de la relaxation mécanique des contraintes résiduelles	39
I.2.5 BENEFICES DU GRENAILLAGE SUR LA DUREE DE VIE EN FATIGUE	41
I.3 DIMENSIONNEMENT EN FATIGUE DES STRUCTURES	42
I.3.1 APPROCHES EXISTANTES	42
I.3.2 PRISE EN COMPTE DU GRENAILLAGE DANS LE DIMENSIONNEMENT	42
I.4 RESUME	44

I.1 L'alliage Inconel 718

I.1.1 Etude de la microstructure

Dès les années 50, Eiselstein et *al.* étudient les alliages base nickel. Ces études ont conduit au dépôt d'un brevet en 1964 : l'Inconel 718 ou NC19FeNb (norme AFNOR) est mis au point [Eiselstein, 1965; Eiselstein et al., 1991]. Cet alliage est encore aujourd'hui très utilisé dans l'industrie aéronautique car il possède de bonnes propriétés mécaniques conservées à haute température et une résistance à la corrosion remarquable.

I.1.1.1 Composition de l'alliage

La composition de l'alliage 718 est présentée à titre indicatif et peut varier suivant l'application. Le Tableau I-1 montre l'intervalle de composition de l'alliage 718 PQ (Premium Quality) réservé à la fabrication de pièces critiques telles que les disques de turbine.

Eléments (% massique)	Ni	Fe	Cr	Mo	Al	Ti	Nb	C
Mini	Base	15,00	17,00	2,80	0,3	0,75	4,75	0,02
Maxi	Base	21,00	21,00	3,30	0,3	1,15	5,50	0,08

Tableau I-1. Composition de l'alliage 718 PQ utilisé pour la fabrication des disques de turbine.

- Le nickel (Ni) est le constituant de base de cet alliage. Il a une forte influence sur la limite d'élasticité et la contrainte à rupture en fluage.
- Le fer (Fe), qui affiche un coût très faible, est présent en grande quantité. En plus de diminuer le prix de revient de l'alliage, il permet d'améliorer sa soudabilité. En revanche, il diminue la résistance à la corrosion et la tenue à l'oxydation.
- Le chrome (Cr) assure une bonne résistance à l'oxydation en formant une couche de Cr₂O₃ en surface. Il participe également au durcissement en solution solide (durcissement mécanique par distorsion du réseau cristallin). Sa teneur doit être inférieure à 19 % pour garder une bonne forgeabilité [Andrieu et al., 1992].
- Le molybdène (Mo) augmente les propriétés mécaniques de l'alliage à haute température grâce à un durcissement en solution solide. Comme le chrome, il peut être néfaste à la forgeabilité s'il est présent en trop grande quantité ; il est également bénéfique contre l'oxydation [C. G. McKamey, 1998].
- Le titane (Ti) forme, avec l'aluminium (Al), la phase γ' Ni₃(Ti,Al) qui participe au durcissement du matériau par précipitation. Il permet d'augmenter les propriétés mécaniques tout en diminuant la ductilité du matériau [Desvallées et al., 1994].
- Le niobium (Nb) est le principal élément participant au durcissement par précipitation. Il forme la phase métastable γ'' Ni₃Nb et la phase δ , version stable de la phase γ'' . La dureté et la limite d'élasticité de l'alliage 718 augmentent de façon quasi-linéaire avec la concentration en niobium [Desvallées et al., 1994].
- Le titane et le niobium sont des éléments très carburigènes qui créent des carbures de niobium (NbC) et de titane (TiC). Présents aux joints de grains, ces carbures freinent leur glissement à haute température par ancrage mécanique.

1.1.1.2 Phases présentes dans l'Inconel 718

L'Inconel 718 est un superalliage complexe, constitué de nombreuses phases : la matrice γ , les précipités durcissants γ' et γ'' , ou encore la phase δ dont la taille et les proportions agissent directement sur les propriétés de l'alliage.

Matrice γ

L'Inconel 718 possède une matrice austénitique γ désordonnée qui présente une structure cristallographique cubique face centrée et dont le paramètre de maille évolue en fonction de la composition de l'alliage. Cette phase est renforcée par un durcissement en solution solide, et par précipitation des phases durcissantes et des carbures.

Précipités durcissants γ'

L'une des phases durcissantes est la phase γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$, finement répartie dans les grains de façon homogène. Sa structure cristallographique est cubique simple et sa composition chimique dépend de la composition de l'alliage. La phase γ' reste stable et est cohérente avec la matrice puisqu'elle présente des valeurs de paramètres de maille très proches de ceux de cette dernière. Elle précipite à une température de l'ordre de 650°C (valeur qui dépend de la composition de l'alliage) [Niang, 2010]. Présente sous forme sphérique de 20 à 60 nm de diamètre, sa fraction massique est en général de l'ordre de 2 %, ce qui représente environ un quart de la précipitation durcissante.

Précipités durcissants γ''

La phase γ'' Ni_3Nb est la principale phase durcissante de l'alliage. Egalement finement répartie dans les grains de façon homogène, sa structure cristallographique est quadratique centrée [Oblak et al., 1974]. Elle a une teneur en niobium élevée et précipite à une température de l'ordre de 830°C [Niang, 2010]. Il s'agit d'une phase ordonnée, semi-cohérente avec la matrice. Elle se présente sous forme de disques minces de diamètre moyen de 60 nm dont l'épaisseur peut varier de 5 à 15 nm. Elle possède trois variants représentés sur la Figure I-1 [M. Gao et al., 1996; Spilmont, 1999]. La fraction volumique de cette phase est de 10 à 15 % de l'alliage. Cette phase présente la particularité d'être métastable, c'est-à-dire que des vieillissements prolongés à partir de 750°C (donc bien en dessous de sa température de solvus) ont pour effet non seulement, son grossissement, mais aussi sa transformation en phase δ .

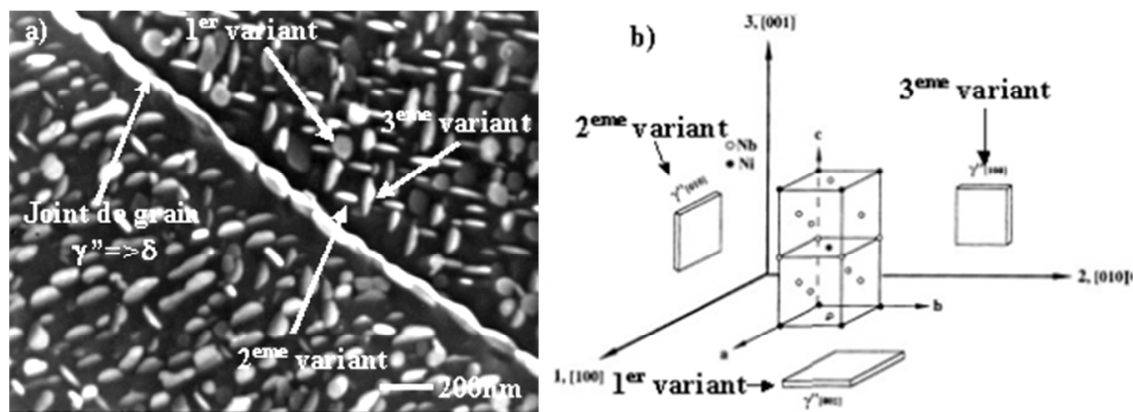


Figure I-1. Morphologie de précipitation de γ'' ; a) présentation des trois variants d'orientation obtenus après un traitement de 1030°C / 1 h, 850°C / 1 h, 650°C / 8 h [Spilmont, 1999], et b) représentation schématique de la structure de γ'' [M. Gao et al., 1996].

Morphologie compacte $\gamma'+\gamma''$

Lorsque le rapport $(\text{Ti}+\text{Al})/(\text{Nb})$ est compris entre 0,9 et 1% at., il est possible d'obtenir une morphologie compacte $\gamma'+\gamma''$ [Cozar et al., 1973]. Il a été montré que cette morphologie est particulièrement stable à haute température, car la phase γ'' joue le rôle d'une barrière de diffusion vis-à-vis de la phase γ' et ralentit ainsi la coalescence ou la dissolution de cette dernière.

Phase δ

La phase δ , version stable de la phase γ'' Ni_3Nb , contrôle la taille des grains en ralentissant le déplacement des joints de grains par effet d'ancrage mécanique. Elle permet également d'optimiser la ductilité à rupture du superalliage. Sa structure cristallographique est orthorhombique, semi-cohérente ou non avec la matrice. Elle présente une composition chimique identique à la phase γ'' et apparaît au détriment de cette dernière, ce qui induit une zone appauvrie en γ'' au voisinage des précipités δ (Figure I-2.a). Elle représente une fraction volumique qui varie entre 1 et 13 % selon les traitements thermiques appliqués au matériau [Desvallées et al., 1994; Niang, 2010]. Elle peut se trouver sous deux formes, aciculaire et globulaire (Figure I-2.b). Sous forme aciculaire, elle germe préférentiellement aux joints de grains puis s'étend dans le grain sous forme d'aiguilles, ce qui freine le grossissement des grains à haute température (supérieure à 1050°C). Elle peut également germer en intragranulaire sur les bandes de glissement, à des températures comprises entre 600°C et 900°C. La taille des aiguilles est de l'ordre de 100 nm. Sous forme globulaire, la phase δ germe préférentiellement au niveau des hétérogénéités chimiques entre le coeur et les joints de grains. Elle peut également germer par fragmentation des aiguilles précédemment précipitées lors du traitement thermomécanique. Cette morphologie globulaire se forme lors d'un traitement hypertrempe, c'est-à-dire pour des températures comprises entre 900°C et la température de solvus de la phase δ , température qui dépend de la composition chimique de l'alliage (généralement autour de 920°C). La taille des globules est de 200 à 300 nm d'épaisseur et de 1 à 2 μm de diamètre [Azadian et al., 2004].

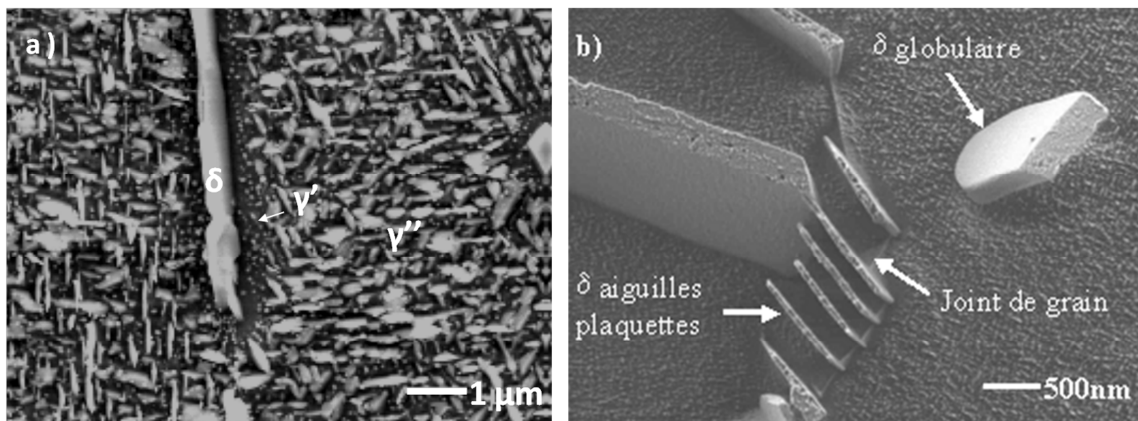


Figure I-2. Microstructure de l'Inconel 718, phase δ : a) Zone appauvrie en γ'' au voisinage d'une plaquette de phase δ obtenue après un traitement thermique de 1050°C / 1h, 750°C / 100 h, b) Morphologie de la phase δ obtenue dans un disque de turbine [Ponnelle, 2001].

Présents en nombre important, les carbures et nitrures jouent également un rôle non négligeable sur les propriétés du superalliage en fatigue comme il est présenté dans la section I.1.3.3.

Carbures

L'Inconel 718 est parsemé de carbures qui précipitent à une température supérieure à 1250°C. Sous forme de globules de 5 à 15 μm de diamètre, ils sont situés aux joints de grain ou à l'intérieur du grain. Ces carbures ont pour avantage de bloquer les joints de grains, ce qui permet de ralentir le grossissement des grains et de renforcer la tenue au fluage en retardant le glissement intragranulaire. En revanche, s'ils sont présents en trop grande quantité, ils sont fragilisants et peuvent être un chemin préférentiel de fissuration lorsqu'ils forment des alignements quasi continus [Sundaraman, 1988]. Leur oxydation est également gênante pour la tenue en fatigue du matériau, puisqu'elle augmente les contraintes à l'interface carbure-matrice, ce qui peut conduire à l'amorçage d'une fissure dans la matrice [Connoley et al., 2003].

Nitrures

Les nitrures se présentent sous forme cubique et apparaissent teintés orangés ou dorés en microscopie optique sur une surface polie non attaquée. Leur taille est de 5 à 10 μm [M. Gao et al., 1997]. Ils précipitent en phase liquide avant solidification de la matrice γ , à une température de 1450°C. Ils jouent alors le rôle de site d'amorçage pour les joints de grains γ .

Le schéma de la Figure I-3 résume l'apparition des différentes phases de l'Inconel 718 en fonction de la température.

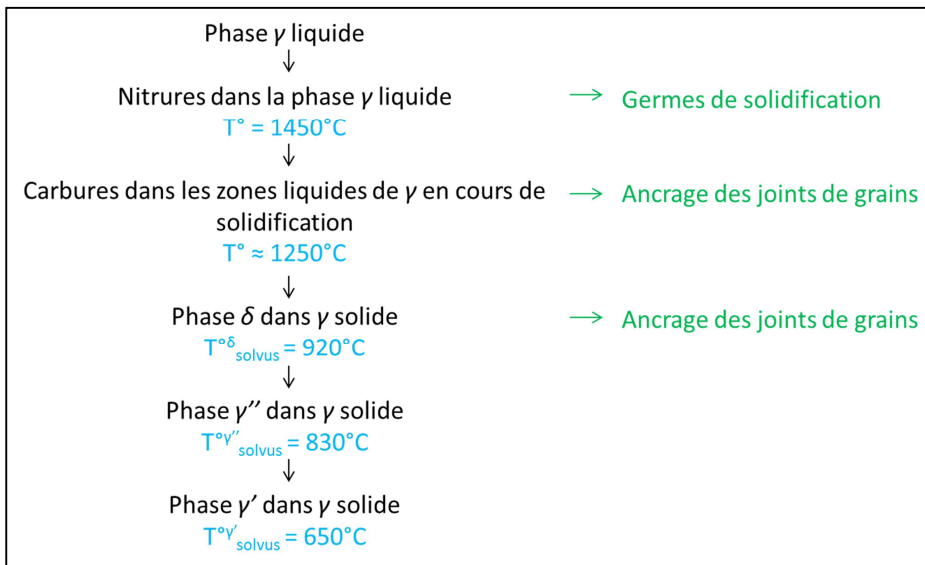


Figure I-3. Récapitulatif des phases et de leur précipitation dans l'Inconel 718.

I.1.2 Traitements thermiques

Une fois la pièce en Inconel 718 fabriquée, il est encore possible d'en modifier la microstructure. Pour cela, on peut réaliser des traitements thermiques. Les paramètres influençant la microstructure sont alors le temps de maintien en température, la température de mise en solution ou de vieillissement, la vitesse de chauffage et de refroidissement, et enfin l'état de départ du matériau. Certains traitements thermiques sont couramment utilisés dans l'industrie, d'autres ont été proposés dans la littérature pour mettre en œuvre des stratégies permettant d'évaluer l'impact de la microstructure sur les propriétés mécaniques. L'objectif de cette section est donc de présenter les principaux traitements thermiques pouvant avoir une influence sur la microstructure et donc sur les propriétés mécaniques du matériau.

Il est important de noter que les traitements thermiques évoqués dans cette partie sont présentés pour une composition de l'alliage spécifique à chaque étude et un état de départ en Direct Aged ou Trempé Revenu. Les températures de dissolution et de précipitation des différentes phases étant propres à chaque composition chimique, l'impact des recuits présentés ne sera pas le même si la teneur des éléments d'alliage évolue. Une modification de la teneur en niobium va notamment induire des différences significatives.

I.1.2.1 Traitements thermiques Trempé Revenu et Direct Aged

A l'issue de l'élaboration, l'Inconel 718 est traité thermiquement, en fonction des caractéristiques mécaniques recherchées. Deux traitements thermiques se distinguent : le traitement Trempé Revenu (TR) et le traitement Direct Aged (DA), présentés dans la Figure I-4.

	Trempé Revenu TR	Direct Aged DA
Restauration + γ_{Ni} ←	Mise en solution 955°C/1h + trempe à l'air	-----
Germination de γ' et γ'' ←	Vieillissement 720°C/8h + refroidissement 50°C/h	Vieillissement 720°C/8h + refroidissement 50°C/h
Grossissement de γ' et γ'' ←	620°C/8h + trempe à l'air	620°C/8h + trempe à l'air

Figure I-4. Traitements thermiques TR (à gauche) et DA (à droite).

Le traitement thermique TR implique une mise en solution qui entraîne la restauration du matériau : la microstructure est réinitialisée, ce qui induit la perte de tout l'écroissage résiduel, et permet la création de nouveaux grains. Comme à 955°C la majorité de la phase δ est dissoute, peu de joints de grains sont ancrés : ils peuvent donc se déplacer, ce qui entraîne un grossissement de la microstructure. Les deux étapes de vieillissement permettent ensuite aux précipités durcissants de se développer. Le premier palier, effectué à 720°C, permet d'obtenir des germes de γ' et γ'' issus de la matrice γ . Le second vieillissement, effectué à 620°C, a pour but de faire grossir les précipités de façon à avoir des tailles de quelques dizaines de nanomètres.

Le traitement thermique DA ne présente pas l'étape de mise en solution, ce qui permet de ne jamais dissoudre la phase δ , et donc de contrôler la taille des grains par ancrage des joints. Ceci empêche le grossissement de la microstructure, et permet d'obtenir finalement, un affinement de la taille des grains tout en conservant l'écroissage résiduel issu des étapes de forgeage. Les deux étapes de vieillissement qui suivent sont les mêmes que pour le traitement TR et ont les mêmes effets.

Chronologiquement, le premier traitement thermique mis au point sur le matériau est le traitement TR. Il a été progressivement remplacé par le traitement DA, les principales différences étant l'obtention de grains plus petits, de 5 à 10 μm pour le DA contre 20 μm pour le TR, et la conservation de l'écroissage résiduel issu du forgeage. Ces modifications ont permis d'améliorer les propriétés mécaniques de l'alliage et notamment la tenue en fatigue du matériau, propriété critique pour les disques de turbines (voir paragraphe I.1.3).

1.1.2.2 Microstructure obtenue suivant le traitement thermique

Afin d'introduire les paramètres microstructuraux dans les modèles ou tout simplement d'améliorer les propriétés mécaniques du matériau de base, de nombreux auteurs se sont intéressés à la manière dont la microstructure pouvait être modifiée en appliquant des traitements thermiques, différents de ceux couramment pratiqués en industrie. Il apparaît qu'un grand nombre de paramètres microstructuraux peuvent être modifiés au cours d'un recuit. Pour modifier indépendamment chacun de ces paramètres, il est nécessaire de bien maîtriser les domaines de précipitation et de dissolution des différentes phases.

Traitement thermique de grossissements des grains

L'étude de l'influence de la taille des grains sur les propriétés mécaniques de l'Inconel 718 est détaillée dans la thèse de Alexandre, qui propose un traitement thermique permettant d'obtenir une taille de grains de 40 μm [Alexandre, 2004], dont voici les étapes :

- remise en solution supersolus à 1040°C pendant 30 minutes suivie d'un refroidissement à l'air,
- recuit à 955°C pendant 30 minutes,
- revenu à 720°C pendant 8 heures suivi d'un refroidissement à une vitesse de 50°C/h jusqu'à 620°C puis maintien pendant 8h suivi d'une trempe à l'air.

Il propose également un traitement thermique permettant d'obtenir une taille de grains de 100 à 150 μm . Le principe est identique, seule la température et la durée du premier palier différent, puisqu'il s'agit d'une remise en solution à 1050°C pendant 90 minutes.

Traitement thermique de grossissement des précipités γ' et γ''

Wlodek et ses collaborateurs ont étudié la croissance des précipités durcissants γ' et γ'' à 593°C, 650°C et 700°C pour des temps de vieillissement très longs, allant jusqu'à 50 000 heures [Wlodek et al., 1994]. Ils montrent que la taille des précipités durcissants augmente avec le temps et la température de maintien et que le diamètre varie linéairement avec la racine cubique du temps de maintien (Figure I-5). Par exemple, à une température de 650°C, il est possible d'obtenir des précipités γ'' ayant 100 nm de diamètre pour 2760 heures (10^7 secondes) de maintien et 200 nm de diamètre pour 27768 heures (10^8 secondes) de maintien.

Pour les temps de traitement courts, les précipités γ' et γ'' ne sont pas facilement différenciables : les tailles sont trop proches. Au contraire, les traitements de longues durées, induisant des précipités de grosses tailles, permettent de discerner plus facilement γ' de γ'' : la taille des précipités γ'' est alors bien plus élevée que celles des précipités γ' . A 650°C, un temps de maintien de 2760 heures permet d'obtenir des précipités γ' de 20 nm contre 100 nm pour les précipités γ'' .

Han et al. montrent également que plus la température et la durée du vieillissement sont élevées, plus la fraction volumique de la phase durcissante tend vers une valeur d'équilibre [Han et al., 1982].

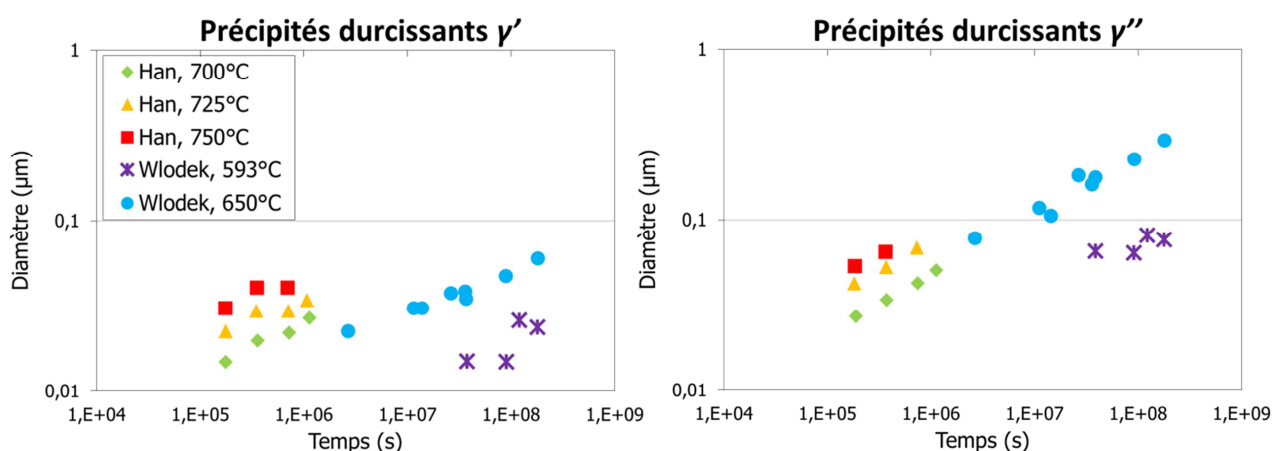


Figure I-5. Evolution de la taille des précipités γ' et γ'' en fonction du temps selon [Wlodek et al., 1994] et [Han et al., 1982].

Influence du traitement thermique sur la phase δ

En étudiant la microstructure d'un échantillon d'Inconel 718 ayant subi différents traitements thermiques, Niang met en évidence l'effet de la température ou encore du temps de maintien sur la microstructure et notamment sur la précipitation de la phase δ [Niang, 2010]. La Figure I-6 montre les modifications de morphologie, de fraction surfacique et de distribution de la phase δ à la suite des traitements thermiques réalisés à 1000°C, 960°C, 900°C ou 880°C pendant 10 heures. On constate une précipitation importante de la phase δ pour chacune des températures. En revanche, la morphologie et la distribution ne sont pas les mêmes suivant la température. A 1000°C, la phase δ se retrouve sous forme de galets et précipite en intergranulaire. Lorsque la température est abaissée, la phase δ précipite en intragranulaire, et on constate une modification de sa morphologie. A 880°C, on n'observe plus que des aiguilles de phase δ .

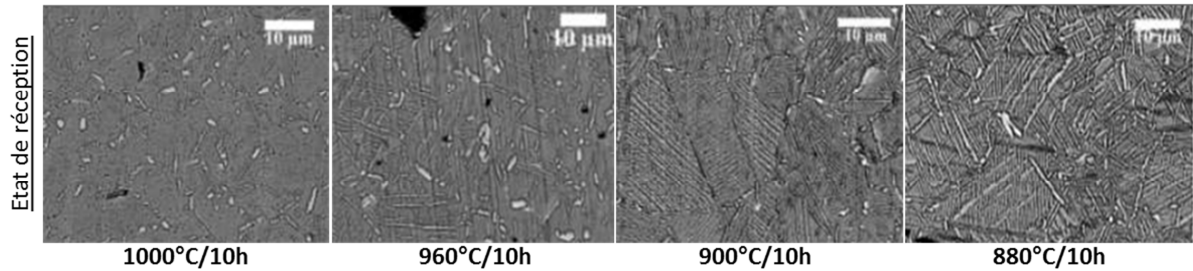


Figure I-6. Influence de la température de mise en solution [Niang, 2010].

La Figure I-7 illustre les évolutions microstructurales après une mise en solution à 1020°C pendant 30 minutes et différents temps de maintien appliqués à 950°C : 10h, 1h ou 0h. Lorsque le temps de maintien est quasiment nul, la phase δ est de forme globulaire et présente en petite proportion. En revanche, lorsque le temps de maintien augmente, la morphologie évolue pour devenir aciculaire. La phase δ est également répartie de façon plus homogène dans le matériau.

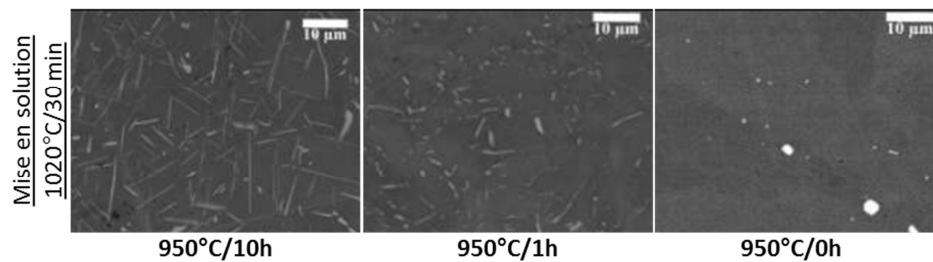


Figure I-7. Influence du temps de maintien [Niang, 2010].

I.1.3 Comportement mécanique et durée de vie

Les propriétés mécaniques d'un matériau dépendent de nombreux facteurs. Ce paragraphe reprend les résultats de plusieurs études qui ont permis de mettre en avant l'influence des paramètres prépondérants sur le comportement et la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718 : température, taille des grains, taille et proportion des phases δ et γ'' .

I.1.3.1 Comportement monotone de l'Inconel 718

L'alliage 718 présente un comportement monotone très intéressant puisqu'il permet d'avoir une limite d'élasticité supérieure à 1000 MPa et une contrainte ultime supérieure à 1200 MPa à 650°C.

Effet des traitements Trempé Revenu et Direct Aged

Le Tableau I-2 permet de comparer l'impact des deux traitements thermiques standards Trempé Revenu et Direct Aged sur les propriétés en traction de l'Inconel 718 en confrontant les résultats obtenus par Sims et par Alexandre. La limite d'élasticité et la contrainte ultime sont inférieures pour le traitement TR par rapport au traitement DA. En revanche, l'allongement à la rupture est similaire [Sims et al., 1987; Alexandre, 2004]. Les différences observées peuvent être expliquées par la taille de grains qui diffère selon le traitement (de l'ordre de 5 à 10 μm pour l'Inconel 718 DA contre 20 μm pour l'Inconel 718 TR) et par l'écroutissage résiduel que possède le DA puisqu'il n'a pas subi l'étape de restauration.

Température	$\sigma_{0,2\%}$ (Mpa)	Rm (Mpa)	A% ($\Delta L_{rupt}/L_0$)
20°C, DA	1370	1537	22
20°C, TR	1185	1435	21

Tableau I-2. Comparaison des propriétés en traction des traitements TR et DA.

Influence de la température

Le Tableau I-3 regroupe des essais réalisés sur des barres soumises au traitement thermique TR avec une remise en solution à 980°C [Sims et al., 1987]. Au-delà de 650°C, la résistance de l'Inconel 718 se dégrade rapidement, alors que l'allongement à rupture augmente significativement.

Température	$\sigma_{0,2\%}$ (Mpa)	Rm (Mpa)	A% ($\Delta L_{rupt}/L_0$)
20°C TR	1185	1435	21
540°C TR	1065	1275	18
650°C TR	1020	1228	19
760°C TR	740	950	25
870°C TR	330	340	88

Tableau I-3. Résultats de traction pour différentes températures [Sims et al., 1987].

Influence de la taille de grains

Après avoir réalisé les traitements de grossissement des grains présentés précédemment (voir paragraphe I.1.2.2), Alexandre a étudié leur influence sur les propriétés de l'alliage. Ces résultats sont présentés dans le Tableau I-4 et sur la Figure I-8.

Température	$\sigma_{0,2\%}$ (Mpa)	Rm (Mpa)	A% ($\Delta L_{rupt}/L_0$)
350°C, DA	1250	1400	18
350°C, 150 μm	950	1100	30
600°C, DA	1200	1350	27
600°C, 150 μm	900	1025	24

Tableau I-4. Résultats de traction à 350°C et 650°C pour deux tailles de grains différentes [Alexandre, 2004].

On retrouve les mêmes tendances qu'observées lors de la comparaison du traitement DA et TR à 20°C. Une augmentation de la taille des grains conduit à une diminution de la limite d'élasticité et de la contrainte

ultime [Alexandre, 2004]. La manière la plus répandue pour traduire cet effet de taille des grains est l'utilisation de la relation de Hall-Petch. Elle corrèle la taille des grains avec la limite d'élasticité macroscopique et montre que les grains fins favorisent une haute limite d'élasticité.

$$\sigma_{0,2} = \sigma_i + k / \sqrt{dm} \quad \text{Eq. I-1}$$

Avec : $\sigma_{0,2}$ la limite d'élasticité du matériau, dm le diamètre moyen des grains, σ_i , k des paramètres matériaux.

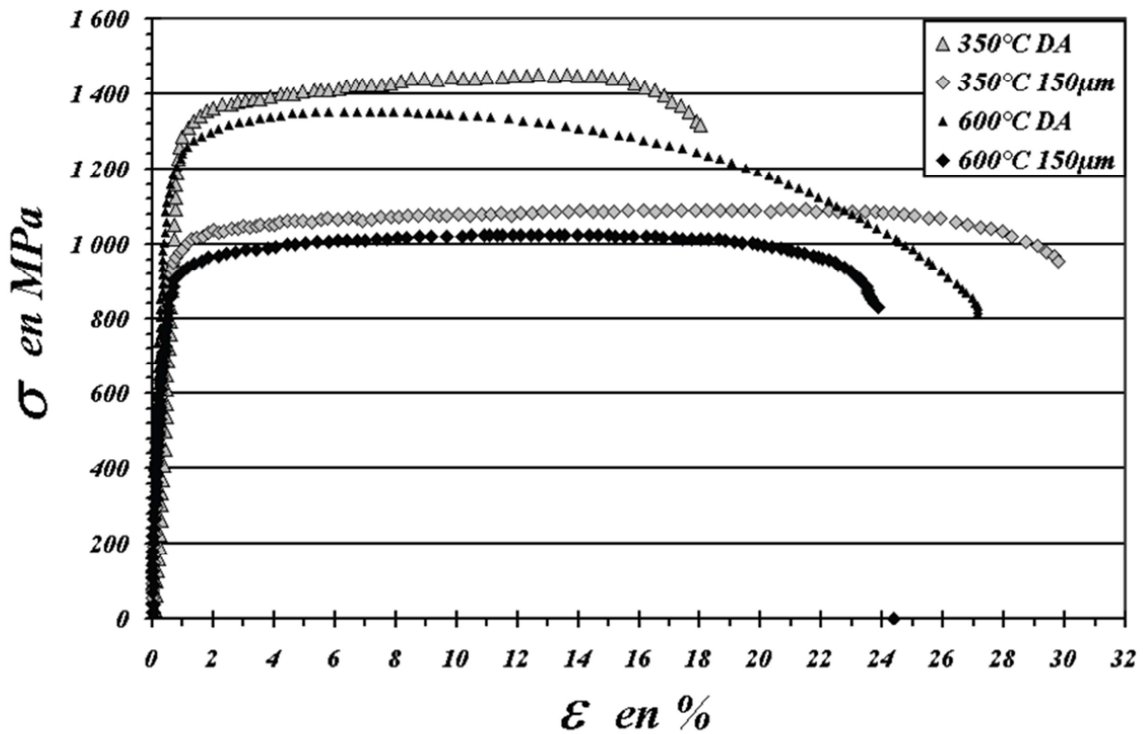


Figure I-8. Courbes conventionnelles de traction à 350°C et 650°C pour deux tailles de grain (DA : 5-10 µm et DA traité : 100-150 µm) [Alexandre, 2004].

Influence de la phase δ

L'influence de la taille de grains est cependant difficilement dissociable de celle de la phase δ , puisque l'augmentation ou l'affinement de la taille de grains, via une déformation à chaud ou un traitement thermique de mise en solution, est souvent corrélée à une dissolution de cette phase. D'où l'intérêt de regarder indépendamment l'influence de la phase δ sur les propriétés mécaniques. Comme il a été décrit précédemment, la phase δ se forme au détriment de la phase durcissante γ'' , ce qui implique des modifications importantes sur les propriétés mécaniques de l'alliage. Desvallées montre que l'augmentation de la fraction volumique de phase δ de 3 % (état DA) à 10 %, à composition chimique et taille de grain identiques, provoque une diminution de la limite d'élasticité de 10 %, quelle que soit la température de l'essai, mais n'altère pas la résistance à la traction. La ductilité est quant à elle améliorée [Desvallées et al., 1994].

Influence de la phase γ''

Au début des années 90, plusieurs études indiquent l'intérêt de la phase γ'' vis-à-vis des propriétés en traction de l'Inconel 718. Selon Hayes, un vieillissement réalisé à plus haute température permet d'accroître la fraction volumique de la phase γ'' et d'améliorer significativement les propriétés en traction [Hayes, 1991]. De plus, Radavich met en évidence une diminution de la limite élastique avec l'augmentation de la taille des précipités durcissants γ'' , quelle que soit la température [Radavich et al., 1992]. A 649°C, la limite élastique est de 800 MPa avec des précipités durcissants γ'' de 200 nm, alors qu'elle ne vaut plus que 600 MPa pour des précipités ayant une taille de 400 nm (Figure I-9). Les précipités durcissants dont la taille est inférieure à 50 nm freinent les dislocations : pour contourner l'obstacle que représente le précipité, les dislocations

doivent le cisailer. En revanche, lorsque les précipités ont une taille plus importante, ils ne sont plus aussi efficaces : les dislocations peuvent les contourner [Devaux et al., 2008].

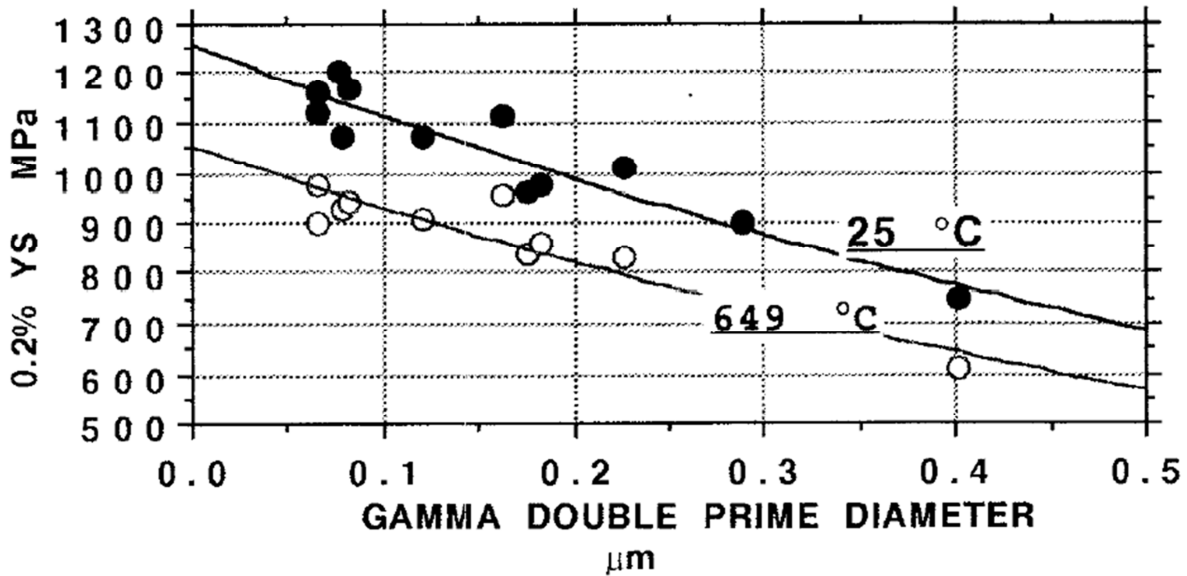


Figure I-9. Relation entre la taille des précipités γ'' et la limite d'élasticité $\sigma_{0,2}$ après vieillissement à 650°C [Radavich et al., 1992].

Il apparaît de cette revue qu'il existe un grand nombre d'études qui ont cherché à identifier le lien entre la microstructure et le comportement en traction. En revanche, concernant le comportement cyclique et en moindre mesure la durée de vie en fatigue, on note moins d'études et la plupart sont plutôt récentes.

1.1.3.2 Comportement cyclique de l'Inconel 718

La principale caractéristique du comportement cyclique de l'Inconel 718 est la présence d'un adoucissement cyclique, d'autant plus marqué que la température est élevée [D. Fournier et al., 1977; Clavel et al., 1982]. La Figure I-10 montre l'évolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles pour différentes températures. A température ambiante, on observe un durcissement du matériau jusqu'à 10 % de la durée de vie puis le matériau s'adoucit. La phase de durcissement initiale à 20°C est attribuée à une accumulation de dislocations, telle qu'on peut le voir en traction simple. L'adoucissement qui suit, de même qu'à haute température, est lié au cisaillement des précipités γ'' qui, progressivement, font de moins en moins barrière aux dislocations.

De plus, le comportement de l'Inconel 718 est marqué par la présence d'une relaxation partielle de la contrainte moyenne pour certains niveaux de déformation [Gustafsson et al., 2011; Chaboche et al., 2012]. La Figure I-11 présente la courbe de relaxation de contrainte moyenne de l'Inconel 718 DA à 550°C obtenue à partir des cycles à mi-durée de vie d'essais de fatigue [Chaboche et al., 2012]. Pour un rapport de charge $R_e = 0$ et une amplitude de déformation imposée supérieure 0,3 %, on observe une diminution de la contrainte moyenne d'autant plus forte que l'amplitude de déformation augmente.

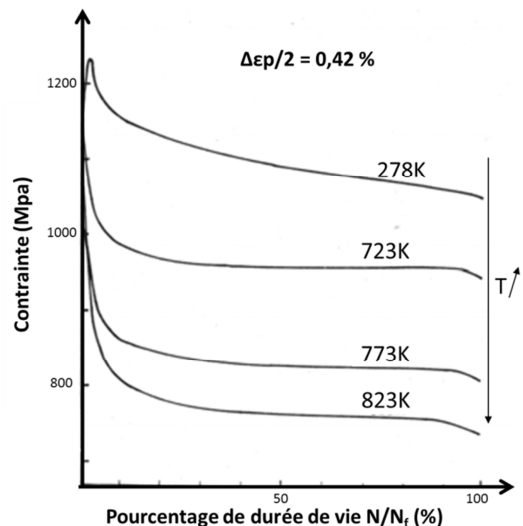


Figure I-10. Courbes d'adoucissement cyclique de l'alliage 718 à différentes températures [Fournier et al., 1977].

Enfin, concernant le comportement de l'Inconel 718 sous sollicitation cyclique, un effet mémoire dans le matériau a également été observé. L'effet mémoire représente le fait que l'adoucissement cyclique ou le durcissement cyclique du matériau est dépendant de l'histoire qu'a subi le matériau avant l'application d'une sollicitation. On le retrouve sur différents matériaux tels que l'acier 316L et l'Inconel 718 [Nouailhas et al., 1985].

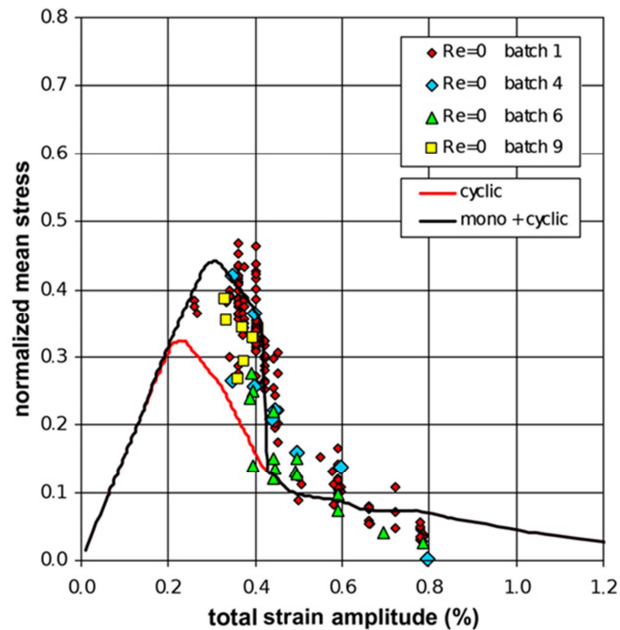


Figure I-11. Courbes de relaxation de la contrainte moyenne de l'Inconel 718 DA à 550°C [Chaboche et al., 2012].

1.1.3.3 Analyse de durée de vie en fatigue

L'Inconel 718 étant principalement utilisé dans la fabrication de pièces critiques telles que les disques de turbine, une prédiction fiable de la durée de vie en fatigue est essentielle. Malheureusement, les données expérimentales montrent une forte dispersion en termes de durée de vie pour un même chargement. Cette dispersion peut s'étendre jusqu'à deux décades pour certains niveaux de sollicitation et implique des difficultés dans le dimensionnement des structures. De ce fait, l'analyse de durée de vie en fatigue de l'Inconel 718 a fait l'objet de travaux récents [Alexandre, 2004; Maderbacher et al., 2010; Chaboche et al., 2012; Maderbacher et al., 2013]. Ces études ont pour but principal d'évaluer et de prendre en compte l'influence de la microstructure (taille et orientation des grains, taille et fraction volumique des précipités durcissants) sur la durée de vie, afin d'améliorer la prédiction des modèles. Les principales conclusions sont la mise en évidence de l'influence de la contrainte moyenne au cycle stabilisé, de la taille des grains et de la présence des inclusions sur la durée de vie.

Alexandre a proposé deux approches, déterministe et probabiliste, pour prédire la durée de vie de disques de turbine. Le modèle de durée de vie déterministe permet de reproduire de façon satisfaisante les courbes de durée de vie de type Wöhler et Manson & Coffin à 600°C obtenues sur des éprouvettes cylindriques lisses. Les durées de vie calculées à partir des paramètres de chargement et de la taille des sites d'amorçage sont en bon accord avec les résultats expérimentaux. En revanche, ce modèle ne permet pas de rendre compte des amorçages sur particules internes observés pour les faibles sollicitations (Figure I-12).

Alexandre a observé la présence d'un effet d'échelle dans le matériau c'est-à-dire une dépendance de la durée de vie en fatigue au volume sollicité. Plus le volume sollicité est faible plus la durée de vie en fatigue est élevée. Ceci est dû à la possibilité d'amorcer sur inclusion. En effet, lorsque le volume est réduit, la probabilité de trouver une inclusion est plus faible et conduit à une augmentation de la durée de vie. Alexandre a donc proposé deux extensions probabilistes au modèle déterministe. L'une d'elle donne accès à l'effet d'échelle présent dans l'Inconel 718. Ce type de modèle n'associe pas directement à chaque sollicitation un nombre de cycles à rupture mais plutôt une probabilité de rupture à un nombre de cycles donné. La dispersion de durée de vie expérimentale peut ainsi être prise en compte en grande partie.

Maderbacher et al. ont évalué l'influence de paramètres microstructuraux sur la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718 (taille, orientation et forme des grains, taille et fraction volumique des précipités durcissants). Ils ont montré que la taille des grains représente le paramètre prépondérant concernant la limite d'endurance du matériau. Suite à ces observations, ils ont proposé un modèle phénoménologique qui prend en compte la taille des grains et qui donnent des résultats prédictifs. En effet, la Figure I-13 montre que pour chaque microstructure étudiée (une couleur par microstructure), ils arrivent à prédire relativement bien la durée de vie en fatigue avec leur modèle (lignes continues) [Maderbacher et al., 2013].

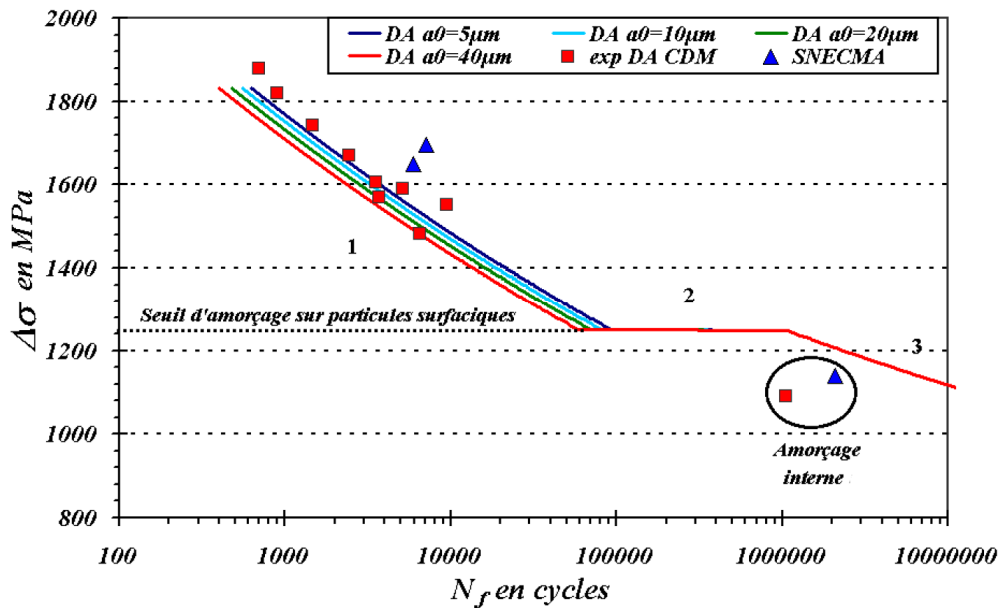


Figure I-12. Simulation de durée de vie à 600°C en $R_e=0$ dans un diagramme de type Wöhler [Alexandre, 2004].

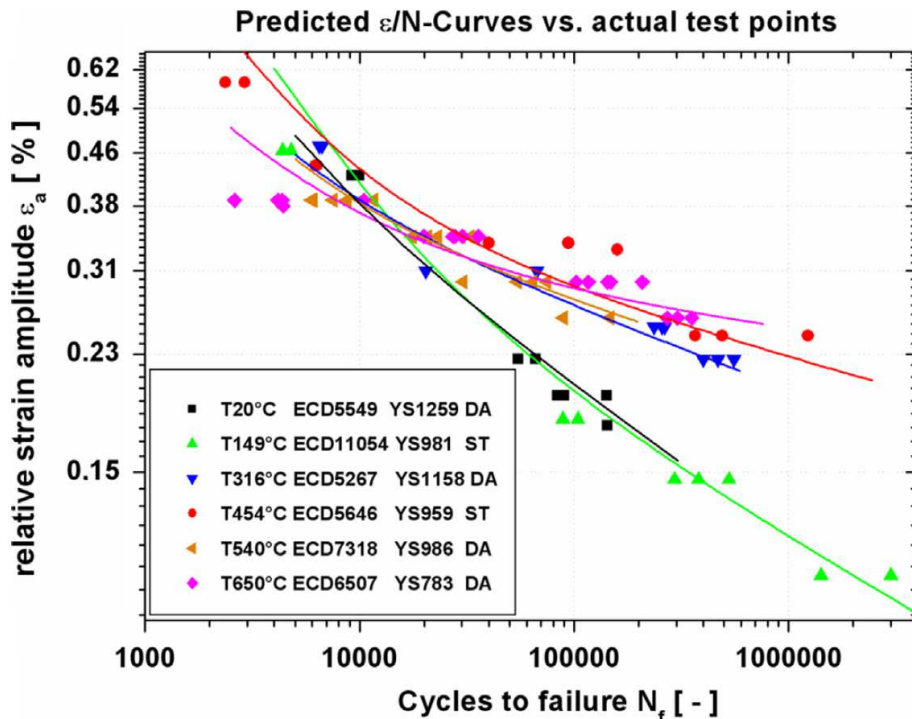


Figure I-13. Comparaison de la modélisation (lignes) et des données expérimentales (symboles) pour les courbes de prévision de durée de vie [Maderbacher et al., 2013].

I.2 Le grenailage de précontrainte

I.2.1 Généralités sur le grenailage de précontrainte

Le grenailage de précontrainte est un procédé de traitement de surface durant lequel des grenailles appelées aussi média (billes coulées ou fils coupés) sont projetées à grande vitesse, typiquement entre 10 et 100 m.s^{-1} , sur la surface d'une pièce, afin d'y créer une multitude d'impacts. Les impacts de bille répétés provoquent un écrouissage de la couche superficielle de la pièce grenillée. Une incompatibilité de déformation plastique apparaît alors entre la surface et le cœur, non affecté, qui est à l'origine des contraintes résiduelles de compression obtenues à la surface de la pièce.

Le grenailage a plusieurs fonctions. Il est principalement utilisé afin de créer des contraintes résiduelles de compression à la surface pour retarder l'amorçage des fissures de fatigue. Il peut également permettre d'éliminer des imperfections présentes à la surface d'un matériau, accroître la résistance à la corrosion d'une pièce ou encore permettre le formage de pièces minces telles que les panneaux de voilure d'avion.

Différents types de procédé de grenailage existent pour remplir l'ensemble de ces fonctions : grenailage à buse, à turbine, à ultrason ou encore laser. La principale différence entre ces traitements de surface concerne le mode de projection qui va influencer les profils des contraintes résiduelles et d'écrouissage dans l'épaisseur et donc modifier les propriétés mécaniques des pièces.

Les grenailleuses à buse permettent de projeter les billes à l'aide d'air comprimé, et de viser précisément une zone d'impact comme le montre la Figure I-14. Elles sont principalement utilisées lorsque l'on souhaite grenailer des pièces ayant des géométries bien particulières ou lorsque l'on ne veut grenailer qu'une partie de la pièce. Ce procédé peut être automatisé par des robots qui se déplacent le long de la pièce de façon précise, ce qui permet d'obtenir une très bonne qualité de grenailage. Cependant, leur utilisation est plus coûteuse qu'une grenailleuse à turbine car la capacité de production de telles machines est réduite. Elles sont très utilisées dans l'industrie aéronautique, notamment au sein du groupe Safran.



Figure I-14. Grenailage à buse [Renaud, 2011].

I.2.1.1 Contrôle du procédé

Le contrôle de ce procédé est détaillé par la norme AFNOR NFL 06-832. Trois paramètres définissent le grenailage : la taille des medias, l'intensité Almen et le taux de recouvrement. Par exemple, il est possible d'obtenir la désignation suivante : S110, 12-13A, 150 %. Elle signifie que le grenailage est effectué avec des billes d'acier dont le diamètre est de 300 μm , sur une éprouvette normalisée d'épaisseur 1,29 mm (de type A) qui produit une flèche de 12 à 13 centième de millimètre au temps de saturation T_s et un taux de recouvrement de 150 %.

I.2.1.1.1 Intensité Almen [NFL 06-832]

Pour définir l'intensité Almen, il est nécessaire de présenter les notions de courbe de saturation et de temps de saturation. La courbe de saturation est obtenue en mesurant la variation de la flèche Almen en fonction du temps d'exposition à paramètres et conditions de grenailages constants (Figure I-15). Cette courbe permet de définir le point de saturation S . Le temps de saturation T_s est le premier temps T tel qu'au temps $2T$ la variation de la flèche est inférieure ou égale à 10% de la flèche au temps T . L'intensité Almen est la valeur de la flèche obtenue au temps T_s sur la courbe de saturation. Elle est exprimée en centièmes de millimètres [NFL 06-832].

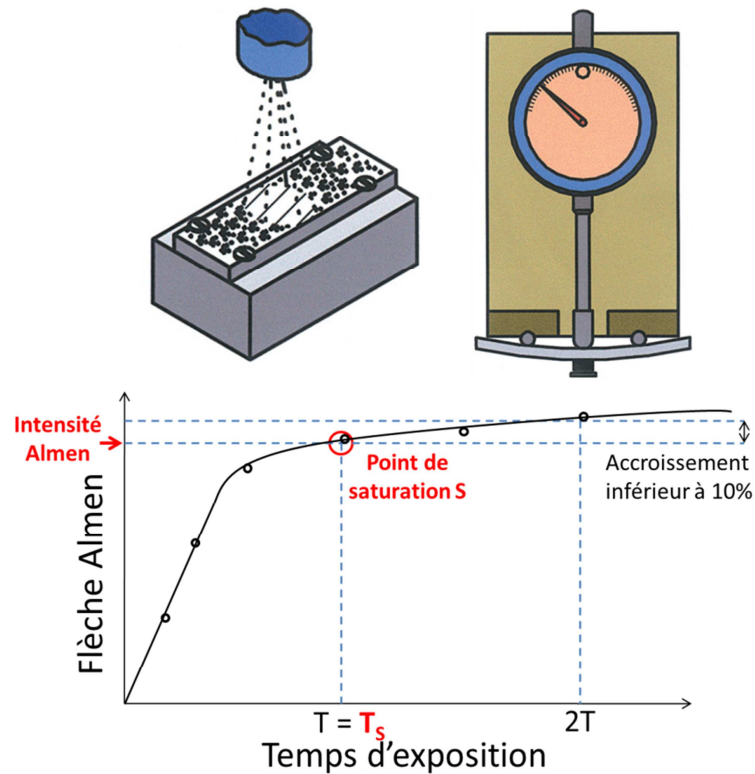


Figure I-15. Exemple de courbe d'intensité Almen d'après [NFL 06-832].

Les dimensions de la plaque grenillée permettant de mesurer l'intensité Almen sont définies par la norme AFNOR NFL 06-832. Trois types d'éprouvettes sont utilisées selon le niveau d'intensité mesuré : éprouvette "N" : épaisseur = 0,79 mm ; éprouvette "A" : épaisseur = 1,29 mm et éprouvette "C" : épaisseur = 2,39 mm.

I.2.1.1.2 Le taux de recouvrement

Le taux de recouvrement représente le rapport de la surface impactée sur la surface à traiter. Un taux de recouvrement de 100 % est donc obtenu lorsque la surface a entièrement été impactée.

Si le recouvrement spécifié est supérieur à 100 %, le temps de traitement correspond au temps nécessaire pour réaliser 100 % de recouvrement multiplié par le rapport entre le recouvrement visé et le recouvrement de référence (100 %). Pour obtenir un taux de recouvrement de 200 %, il suffit donc de doubler le temps d'exposition par rapport à 100 % de recouvrement [NFL 06-832].

Le taux de recouvrement évolue en fonction du matériau grenillé. Tout paramètre fixé par ailleurs, le temps d'exposition au grenillage nécessaire pour atteindre 100 % de recouvrement pour un matériau dur sera plus important que pour un matériau dont la dureté est plus faible. Plus le matériau est dur, moins l'empreinte laissée par la bille est importante et donc plus il faut de temps pour recouvrir la surface de la pièce.

Pour les matériaux de faible dureté, le taux de recouvrement visé est généralement de 300 % alors que pour des matériaux plus durs tels que les superalliages base Nickel, les alliages de titane ou d'acier, le taux de recouvrement recherché est de 100 à 150 % [Lillamand, 1999].

1.2.1.2 Etat mécanique après grenailage

L'efficacité du grenailage se traduit principalement par deux paramètres qui sont les contraintes résiduelles et l'écrouissage. Le comportement mécanique d'une pièce étant fortement dépendant de ces variables et de leur évolution au cours du temps, l'état mécanique résultant du grenailage a une importance capitale.

Les contraintes résiduelles peuvent être définies comme des contraintes multiaxiales statiques existant dans un système isolé de température uniforme et en l'absence de tout chargement extérieur. Toute déformation incompatible introduite à la structure entraîne l'existence de contraintes résiduelles [Korsunsky, 2017].

L'écrouissage induit par grenailage est généralement défini comme le durcissement d'un matériau lors de la création de déformation plastique. Dans la littérature, la notion de cold work ou work hardening est utilisée et fait référence à la densité des dislocations et leur mouvement au sein du matériau [Marty et al., 1997; DeGarmo, 2003]. L'écrouissage s'explique par l'immobilisation progressive puis le blocage complet des dislocations dans le matériau. La déformation plastique est liée au nombre et à la nature (coin, vis) des dislocations qui se déplacent dans le matériau. Ainsi, lorsque les dislocations sont en nombre insuffisant pour atteindre la déformation souhaitée, de nouvelles naissent et induisent une augmentation de la densité des dislocations. Outre les dislocations, un matériau écroui contient également une concentration de défauts ponctuels largement au-dessus de sa valeur en équilibre thermique.

1.2.1.3 Modifications microstructurales introduites par le grenailage

Certains matériaux comme les aciers à transformation de phase sont très sensibles aux niveaux de déformation et à la vitesse de déformation appliquée. Les déformations plastiques introduites par le grenailage vont transformer l'austénite instable en martensite et ainsi modifier les fractions volumiques des phases et la taille des grains. Ces matériaux vont donc présenter non seulement un gradient de contraintes résiduelles mais aussi un gradient de microstructure [Renaud, 2011; Guiheux, 2016].

En revanche, l'impact du grenailage sur les modifications microstructurales de matériaux à base de Nickel est en général relativement limité. Un surgrenailage à l'aide des procédés SNH (Surface Nanocrystallization and Hardening process) ou par ultrasons est souvent nécessaire pour modifier l'état microstructural d'une pièce constituée de base Nickel [Villegas et al., 2005; Villegas et al., 2009; Sanda et al., 2010]. L'objectif est alors de créer des nanograins qui contribuent, avec les contraintes résiduelles et l'écrouissage introduits durant le traitement de surface, à augmenter les propriétés mécaniques et la durée de vie en fatigue du matériau. Les profondeurs affectées par cette forte diminution de la taille des grains peuvent être d'une trentaine de microns [Dai et al., 2004; Villegas et al., 2005].

1.2.2 Quantification des effets du grenailage

Le grenailage a pour principal objectif de modifier les propriétés mécaniques des pièces traitées. Outre la rugosité à la surface de la pièce, les contraintes résiduelles, l'érouissage et dans une moindre mesure la morphologie des grains, peuvent être affectés au cours de ce traitement de surface. La prise en compte de ces modifications est nécessaire pour modéliser le comportement du matériau grenailé et prédire la durée de vie des pièces mécaniques.

L'une des techniques la plus utilisée pour déterminer les contraintes résiduelles est la diffraction des rayons X (DRX). En ce qui concerne l'érouissage, les trois techniques de caractérisation les plus employées sont la DRX, l'analyse EBSD (Electron BackScatter Diffraction) et la microdureté.

1.2.2.1 Echelles de mesures

Pour définir les caractéristiques mécaniques des matériaux (déformations, contraintes et constantes d'élasticité), il est nécessaire de faire référence au volume considéré qui va définir l'échelle d'observation du matériau. On admet alors que le volume analysé est quasi-continu, les discontinuités n'apparaissent qu'aux frontières du domaine considéré ou sont trop petites pour être décelées avec la technique d'analyse utilisée. Dans un matériau polycristallin, il existe trois principales échelles de caractérisation pour lesquelles on peut considérer le matériau homogène [Ji, 2004]. Elles sont présentées dans le Tableau I-5.

Volume d'analyse	Discontinuités	Contraintes internes
Quelques mm ³	Surface, fissure, cavités	Macroscopique, ordre I, échelle I
Un grain du matériau	Joints de grain	Mésoscopique, ordre II, échelle II
Constituant particulier (phase métallurgique)	Volume discontinu	
Réseau cristallin	Défauts ponctuels, linéaires, planaires	Microscopique, ordre III, échelle III

Tableau I-5. Définition des 3 échelles d'observation [Ji, 2004].

Lorsque le volume analysé représente quelques mm³ du matériau et prend en compte plusieurs grains, les caractéristiques mécaniques observées sont les contraintes internes macroscopiques. A cette échelle, trois paramètres peuvent être étudiés : contraintes, texture cristallographique et érouissage [Gourbesville et al., 2000].

Lorsque le volume d'analyse est un grain ou un constituant particulier (phase métallurgique) l'échelle est mésoscopique. Les paramètres mesurés représentent une valeur moyenne des hétérogénéités de l'échelle III. Trois paramètres peuvent être évalués : contraintes, orientations individuelles et érouissage. Pour déterminer les contraintes dans chaque grain par diffraction des rayons X une méthode similaire à celle exploitée dans les matériaux monocristallins est utilisée. La mesure de la largeur des raies de diffraction des rayons X donne accès à l'érouissage au niveau de chaque grain. L'orientation de chaque grain, peut quant à elle, être déterminée par EBSD.

L'échelle III, est l'échelle microscopique, l'échelle des défauts cristallins. Le volume étudié correspond au volume de la maille cristalline. A cette échelle, la mosaïcité peut être étudiée. Elle représente la désorientation aléatoire des sous-structures du grain. Elle se produit lors d'une déformation plastique et introduit une distribution de contraintes dans les sous-grains formés.

La désorientation de la mosaïque peut être déterminée par DRX et par analyse EBSD si la taille des sous-structures est supérieure à la résolution spatiale du Microscope Electronique à Balayage et si leur désorientation est supérieure à 0,5°.

I.2.2.2 Analyse des contraintes résiduelles macroscopiques

La mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X (DRX) est basée sur l'analyse de la position angulaire et de la forme de raies de diffraction.

I.2.2.2.1 Loi de Bragg

Considérons un réseau cristallin constitué d'un empilement de plans d'atomes soumis à un faisceau de rayons X (Figure I-16). Chaque atome est excité et émet des radiations électromagnétiques de même fréquence dans toutes les directions de l'espace avec une intensité donnée. Ces ondes électromagnétiques présentent un décalage de phase qui implique que, dans certains cas, les électrons des atomes du réseau vibrent en opposition de phase. Les interférences entre les ondes sont destructives ce qui se traduit par une absence de signal. La loi de Bragg montre qu'il existe une seule direction pour laquelle les ondes sont en phase et donc constructives. Elle relie la distance interréticulaire du plan (hkl) d , l'angle de diffraction θ et la longueur d'onde λ du faisceau incident à travers la relation de l'équation Eq. I-2. Les trois entiers h , k et l sont appelés indices de Miller du plan cristallin et n est un entier naturel.

$$n \lambda = 2 d_{hkl} \sin \theta_{hkl}$$

Eq. I-2

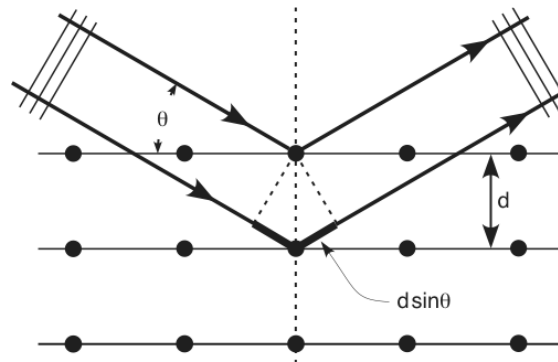


Figure I-16. Principe de la loi de Bragg sur un réseau cristallin.

Lorsqu'un matériau est soumis à une contrainte, les déformations élastiques associées induisent une variation de la distance inter-réticulaire d au sein du réseau cristallin. L'analyse de la position des pics de diffraction d'un profil DRX permet l'identification de cette variation, via la relation de Bragg. On peut alors remonter aux déformations élastiques. Il est possible dans un premier temps de relier la distance inter-réticulaire à la déformation élastique par la formule suivante :

$$\varepsilon^{\{hkl\}} = \ln \left(\frac{d^{\{hkl\}}}{d_0^{\{hkl\}}} \right) = \ln \left(\frac{\sin \theta_0}{\sin \theta} \right)$$

Eq. I-3

Où $d_0(hkl)$ et θ_0 sont respectivement la distance inter-réticulaire et la position du pic de diffraction du matériau sans contrainte. D'autres expressions de la déformation qui sont des formes approchées de la relation présentée ci-dessus sont également disponibles à la référence suivante [M. François, 1991].

Les constantes $d_0(hkl)$ et θ_0 peuvent être déterminées expérimentalement à partir d'une mesure sur poudre dépourvue de contraintes résiduelles. Cependant de nombreuses techniques permettent de s'affranchir de cette mesure, comme la méthode en $\sin^2\psi$ qui est bien adaptée pour les matériaux présentant une taille de grains inférieure à 50 μm .

Lorsque le matériau est considéré comme un milieu continu, la loi de Hooke peut être appliquée pour relier la déformation élastique à la contrainte. Dans le cas de la diffraction des rayons X, la déformation est écrite en fonction d'une direction de l'espace décrite par les angles Φ et Ψ (Figure I-17).

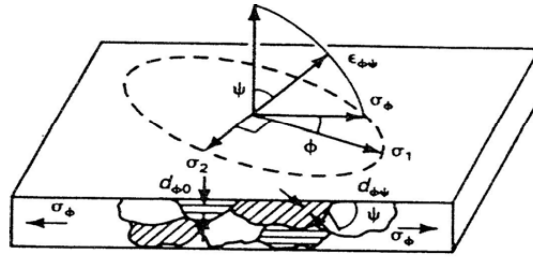


Figure I-17. Notations couramment utilisées en Diffraction des rayons X.

Dans le cas d'un matériau isotrope cette déformation s'écrit :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1}{2} S_2 (\sigma_{\phi} - \sigma_{33}) \sin^2 \psi + \frac{1}{2} S_2 \tau_{\phi} \sin 2\psi + \frac{1}{2} S_2 \sigma_{33} + S_1 \text{Tr}(\bar{\sigma}) \quad \text{Eq. I-4}$$

Les constantes S_1 et S_2 sont les complaisances du volume analysé sollicité selon la direction perpendiculaire au plan cristallographique (hkl) [François, 1991]. Ces constantes sont calculées à l'aide des constantes élastiques du cristal parfait : le module d'Young E et le coefficient de Poisson ν . Elles peuvent aussi être mesurées expérimentalement et sont dépendantes de la raie observée [Prevéy, 1986].

$$S_1 = -\frac{\nu}{E} \quad \frac{1}{2} S_2 = \frac{1 + \nu}{E} \quad \text{Eq. I-5}$$

σ_{ϕ} , τ_{ϕ} et $\text{Tr}(\bar{\sigma})$ sont reliées aux composantes du tenseur des contraintes dans le repère (S_1 , S_2 , S_3) par les formules suivantes :

$$\begin{cases} \sigma_{\phi} = \sigma_{11} \cos^2 \Phi + \sigma_{12} \sin 2\Phi + \sigma_{11} \sin^2 \Phi \\ \tau_{\phi} = \sigma_{13} \cos \Phi + \sigma_{23} \sin \Phi \\ \text{Tr}(\bar{\sigma}) = \sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33} \end{cases} \quad \text{Eq. I-6}$$

La méthode des $\sin^2 \psi$ se prête relativement bien à la mesure de contraintes résiduelles macroscopiques sur de l'Inconel 718 et a déjà été utilisée par [Prevéy, 1987; Marty, 1996; Gourbesville, 2000].

I.2.2.2 Mesures de contraintes résiduelles macroscopiques sur de l'Inconel 718 grenailé

L'analyse par diffraction des rayons X d'un échantillon en Inconel 718 grenailé nécessite de connaître les caractéristiques et les limites de la mesure. En effet, le fort gradient de contraintes résiduelles induit par le grenailage est la principale source d'erreur lors de la mesure de contraintes résiduelles. Comme présenté précédemment, la contrainte résiduelle est calculée en effectuant la moyenne sur un volume de grains. En présence d'une grosse variation de la contrainte dans une faible épaisseur, la moyenne peut ne pas être représentative.

Une mesure non destructive en DRX en surface n'est pas suffisante pour caractériser les contraintes résiduelles produites par grenailage. Certaines conditions de grenailage vont créer des contraintes résiduelles de compression équivalentes en surface ce qui ne sera pas forcément le cas dans l'épaisseur. Une seule mesure de contrainte à la surface ne permet donc pas de caractériser les contraintes résiduelles dans une pièce. Pour étudier le gradient de contrainte dans l'épaisseur d'un échantillon, il est donc nécessaire d'enlever successivement différentes couches de matière. Ceci est généralement réalisé en effectuant un électropolissage. Cette étape entraîne une relaxation partielle des contraintes résiduelles qu'il est nécessaire de prendre en compte [Moore et al., 1956].

Différentes sources peuvent être utilisées pour étudier l'Inconel 718 en diffraction des rayons X. La source recommandée dans la norme NF 15305 et la plus utilisée est le manganèse. Sa longueur d'onde (0,210 nm) permet de limiter considérablement le bruit de fond provoqué par le rayonnement de fluorescence X créé par les fortes teneurs en nickel, en fer et en chrome de l'Inconel 718. En revanche, le manganèse ne donne accès qu'à un nombre limité de plans réticulaires et limite la plage d'analyse ce qui justifie l'utilisation d'anticathodes de cuivre dans certaines études. Les auteurs utilisant une anticathode de cuivre s'intéressent généralement à trois raies (420), (220) et (400). Deux points justifient ces choix. Les pics de

diffraction étudiés se situent à des angles supérieurs à 70° ce qui permet de prendre en compte les effets instrumentaux. De plus, l'intensité est suffisante pour déterminer correctement la forme des pics [Prevéy, 1987; Marty, 1996; Gourbesville, 2000].

1.2.2.3 Etude de l'écroissage induit par grenailage

Lors de l'étape de détermination des contraintes résiduelles, la déformation mesurée est une déformation élastique. Les déformations inélastiques à l'échelle du cristal font intervenir des déplacements atomiques d'une position d'équilibre à l'autre sans changement global des distances inter-réticulaires et ne sont donc pas mesurables de cette façon. Trois techniques permettent indirectement d'accéder à l'écroissage induit par grenailage. Elles sont décrites dans les paragraphes suivants.

1.2.2.3.1 Analyse par diffraction des rayons X

De nombreuses composantes peuvent être à l'origine d'une variation de la largeur des pics de diffraction. Elles sont regroupées sous les termes de contribution instrumentale, qui dépend de l'instrument et des conditions de mesure, et de contribution expérimentale. La contribution expérimentale est notamment fonction de la taille des grains et des sous-structures, de l'écroissage du matériau et des différentes phases en présence [François, 2008].

La diffraction des rayons X permet donc de déterminer à priori l'écroissage présent dans une pièce en mesurant la largeur des pics de diffraction. A partir du diffractogramme, les pics de diffraction sont modélisés par les fonctions Pearsons VII [Prevéy, 1987] ou pseudo Voigt [Gourbesville, 2000]. Deux valeurs sont généralement utilisées [Prevéy, 1987] :

- la largeur du pic à la moitié de l'intensité FWHM (Full Width at Half Maximum) :

$$W_{\frac{1}{2}} = \frac{2}{B} \sqrt{M \left(2^{\frac{1}{M}} - 1 \right)} \quad \text{Eq. I-7}$$

- la largeur intégrale du pic :

$$W_{\text{int}} = \frac{\sqrt{M\pi}}{B} \frac{\Gamma\left(M - \frac{1}{2}\right)}{\Gamma(M)} \quad \text{Eq. I-8}$$

Où M dépend de la fonction choisie pour modéliser le pic de diffraction et varie généralement de 1 à 3.

Afin d'avoir une relation indépendante de la technique de mesure, certaines études ont décorrélé la contribution expérimentale de celle de l'instrument de mesure. Deux méthodes peuvent être utilisées : Cauchy et Gaussienne [Prevéy, 1987]. Il a été montré que les équations proposées dans ces méthodes n'étaient pas totalement adaptées pour séparer les deux contributions. La méthode de déconvolution de Stokes a été proposée, mais celle-ci est trop coûteuse en termes de données nécessaires et de ce fait très peu utilisée. La méthode la plus simple pour s'affranchir de la contribution instrumentale est de faire en sorte qu'elle soit constante et la plus faible possible. Il est donc nécessaire de se trouver dans les mêmes conditions pour chaque mesure.

Dans certains cas, en plus de séparer l'influence de la largeur instrumentale de la largeur expérimentale, il peut être nécessaire de séparer l'influence de différentes phases sur la largeur des pics. Les phases durcissantes de l'Inconel 718 étant cohérente avec la matrice, elles diffractent aux mêmes angles (Figure I-18).

L'écroissage étant caractéristique de la largeur de pic de la matrice γ , Gourbesville et al. ont proposé un programme de séparation des pics afin d'évaluer l'importance de considérer uniquement la contribution de la matrice γ dans la prédiction de la limite d'élasticité [Gourbesville et al., 2000]. Les résultats de cette étude montrent que la séparation des pics de diffraction n'est pas néces-

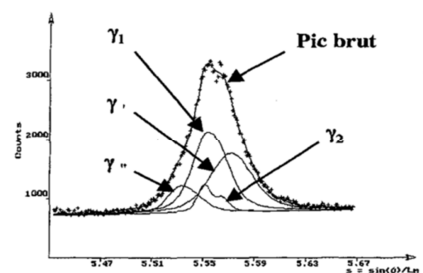


Figure I-18. Pic (420) obtenu en diffraction des rayons X sur de l'Inconel 718 [Marty, 1996].

saire car l'erreur commise en réalisant les opérations de traitement est équivalente ou plus importante par rapport à la prise en compte du pic de matrice γ uniquement. L'écroissage peut donc être établi en utilisant la largeur globale du pic de diffraction.

Un nombre de grains diffractants suffisamment important est nécessaire pour obtenir un pic de diffraction exploitable. La zone irradiée étant quasiment constante sur les appareils, c'est la taille des grains qui va être primordiale. Généralement, il est recommandé d'avoir des grains inférieurs à 150 μm pour avoir assez de grains qui diffractent dans le volume analysé.

Pour être en mesure d'évaluer efficacement l'écroissage à l'aide de la diffraction des rayons X, il est donc nécessaire d'avoir une contribution instrumentale constante. De plus, les conditions expérimentales (taille de grains, la fraction volumique et la taille des précipités durcissants) ne doivent pas être modifiées d'une mesure à l'autre.

1.2.2.3.2 EBSD

Principe de la mesure

L'analyse EBSD ou diffraction d'électrons rétrodiffusés permet de construire une image de la microstructure à partir de la mesure d'orientations cristallographiques. L'analyse de ces orientations cristallographiques donne accès à de nombreuses informations : taille et morphologie des grains ou encore déformation plastique contenue dans un grain.

L'échantillon plan, poli miroir, est incliné dans le MEB à 70° par rapport à l'incidence normale. Le principe est de balayer la surface de l'échantillon avec un faisceau d'électrons. Lorsque les plans cristallins en surface de l'échantillon sont en condition de Bragg, le faisceau est diffracté. Pour chaque famille de plans, les électrons diffractés forment un cône de diffraction. L'intersection entre les cônes de diffraction et le système d'acquisition permet d'imager les bandes de Kikuchi, à partir desquelles il est possible de remonter à l'orientation des plans cristallographiques.

A chaque pixel analysé, correspond alors une orientation cristallographique particulière. La comparaison locale des orientations cristallographiques permet de définir un critère de désorientation angulaire. C'est à partir de ce critère que sont définis les joints de grains. Généralement, on considère que lorsque la désorientation angulaire entre deux pixels est supérieure à 15°, c'est le signe de la présence d'un joint de grains. Il est ainsi possible de reconstruire numériquement les joints qui séparent les grains. L'image de la microstructure peut être reconstruite, et il est alors possible de déterminer la taille et la morphologie des grains.

Evaluation de la déformation plastique

On distingue deux méthodes d'analyses des données EBSD permettant de déterminer la déformation plastique présente dans un matériau: la définition de la qualité de l'image (IQ pour Image Quality) et la mesure des désorientations locales.

La méthode IQ repose sur l'analyse des diagrammes de Kikuchi (Figure I-19). Plus un matériau est déformé plastiquement moins l'image des bandes de Kikuchi est nette. Il est donc possible de définir un niveau d'écroissage à partir des niveaux de gris mesurés sur les diagrammes de Kikuchi. Le principal inconvénient de cette méthode est la dépendance à la rugosité de la surface, aux paramètres de réglage de la caméra ou encore à la préparation de l'échantillon.

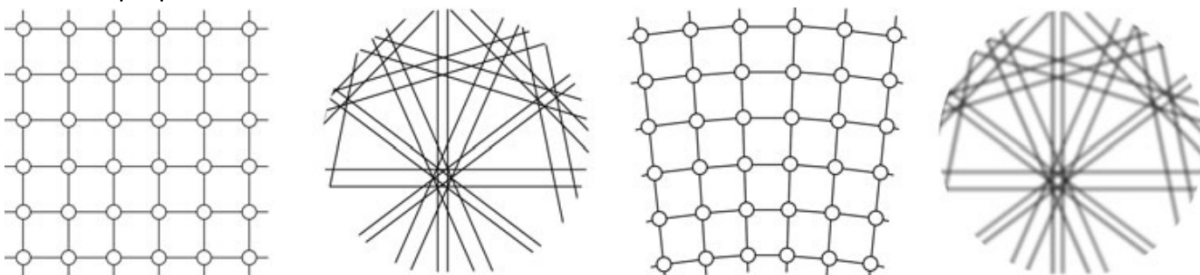


Figure I-19. Comparaison des diagrammes de Kikuchi pour des réseaux cristallins sans déformation (gauche) et flexion (droite) [Wright et al., 2011].

La deuxième méthode consiste à mesurer les désorientations cristallographiques locales. Ces désorientations proviennent de la création de défauts dans le réseau cristallin. Dans le cas d'une déformation plastique, les dislocations créées sont de deux types : Statistically Stored Dislocation (SSD), et Geometrically Necessary Dislocations (GND). Les dislocations SSD ne sont pas visibles en EBSD mais uniquement en Microscopie Electronique en Transmission (MET). Par contre, les dislocations GND, qui traduisent une accommodation géométrique du réseau cristallin sont visibles en EBSD. Elles se traduisent par des désorientations locales, généralement comprises entre 2° et 15° lorsque l'on compare l'orientation des pixels à l'intérieur d'un grain à la moyenne des désorientations du grain.

Différentes méthodes de traitement peuvent être utilisées pour calculer ces désorientations locales. Les deux méthodes principalement utilisées sont : le Grain Orientation Spread (GOS) et le Kernel Average Miso-orientation (KAM).

Le critère GOS représente l'écart moyen observé entre l'orientation cristalline de chaque pixel dans le grain et l'orientation cristalline moyenne du grain. Il s'exprime en degré et à chaque grain est associée une valeur de GOS. C'est un critère global qui permet de caractériser l'homogénéité des orientations grain par grain.

Le critère KAM permet de mesurer la désorientation angulaire moyenne locale d'un pixel par rapport à l'orientation cristalline de ses n proches voisins. La Figure I-20 montre un exemple de mesure par rapport au 3^e voisin. La valeur KAM du pixel bleu est calculée en fonction de la différence d'orientation cristalline de ce pixel par rapport à celle des pixels rouges. A chaque pixel correspond donc une valeur de KAM, qui s'exprime en degré.

Le repère spatial dans lequel sont réalisées les mesures d'orientation cristalline a une influence sur la valeur du KAM [Uchic et al., 2004]. **Les paramètres tels que la taille de grains, la taille et le type de maille, la taille du Kernel (nombre de voisins considérés) ou encore la préparation des échantillons a une influence sur les résultats obtenus en GOS et KAM** qu'il est nécessaire de garder à l'esprit [Kamaya, 2012].

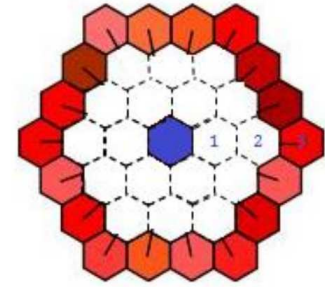


Figure I-20. Mesure de la désorientation par rapport au 3^e voisin (KAM).

I.2.2.3.3 Analyse par dureté sous charge réduite

Les mesures de dureté sous charge réduite ou de microdureté ont pour but de définir les propriétés à l'intérieur des grains. Elles permettent de déterminer des caractéristiques locales de la matrice, des précipités ou encore des phases fragiles. On distingue deux domaines d'essai : l'essai de dureté sous charge réduite et l'essai de micro-dureté Vickers. La technique utilisée dépend de l'échelle à laquelle on souhaite se placer pour réaliser les empreintes. A titre d'exemple, la pénétration des plus petites micro-empreintes est de l'ordre de $0,5 \mu\text{m}$ alors que les charges réduites provoquent des empreintes de 7 à $40 \mu\text{m}$. Ceci correspond à l'ordre de grandeur des carbures et des grains rencontrés dans l'Inconel 718. Dans la suite nous ne ferons pas la distinction entre ces deux appellations et parleront simplement de mesure de dureté.

Cette technique d'analyse présente l'avantage d'être peu coûteuse et rapide à mettre en œuvre.

Les résultats doivent toujours être accompagnés de tous les paramètres ayant permis de réaliser la mesure : charge appliquée, vitesse de mise en charge et préparation de l'échantillon.

I.2.2.3.4 Calibration

Les trois techniques présentées dans les paragraphes précédents, DRX, EBSD et dureté, sont couramment utilisées pour évaluer qualitativement l'écroissage introduit dans les matériaux lors de traitements de surface [Prevéy, 1987; Kamaya et al., 2004; Foss et al., 2013; Soady, Mellor, and Reed, 2013; Lv et al., 2015; Lv et al., 2016]. Depuis plusieurs années, la nécessité d'évaluer quantitativement l'écroissage a impliqué l'utilisation d'une méthode de calibration permettant une estimation semi-quantitative de l'écroissage [Prevéy, 1987; Kamaya et al., 2004; Soady, Mellor, and Reed, 2013; Githinji et al., 2013; Shen et al., 2016]. Cette méthode consiste à calibrer les variables des différentes techniques en fonction d'une valeur de déformation plastique connue. La calibration est ensuite utilisée pour évaluer l'écroissage introduit lors du traitement de surface. Dans la plupart des cas, des tests monotones sont réalisés pour déterminer la courbe de calibration.

L'utilisation de cette méthode de calibration repose sur deux hypothèses principales.

La première consiste à dire que l'écroissage introduit lors du grenailage induit une déformation du cristal et une évolution des dislocations similaires à celles obtenues avec un essai monotone. Prevéy et Ji ont montré que, pour l'Inconel 718, le Rene 95 et l'Inconel 600, le type de sollicitation (traction, compression, torsion) n'avait aucune influence sur la mesure d'écroissage obtenue à partir de la largeur des pics issus de la diffraction des rayons X [Prevéy, 1990; Ji, 2004]. Des observations au MET ont permis de montrer que la distribution des dislocations est assez similaire pour un taux de déformation donné ce qui justifie l'existence de la relation empirique entre la largeur des pics et le taux de déformation. De plus, Soady et al. ont montré que les trois techniques de caractérisation (DRX, EBSD, dureté) étaient indépendantes du chargement de traction ou de compression pour un acier martensitique (Figure I-21) [Soady, Mellor, West, et al., 2013].

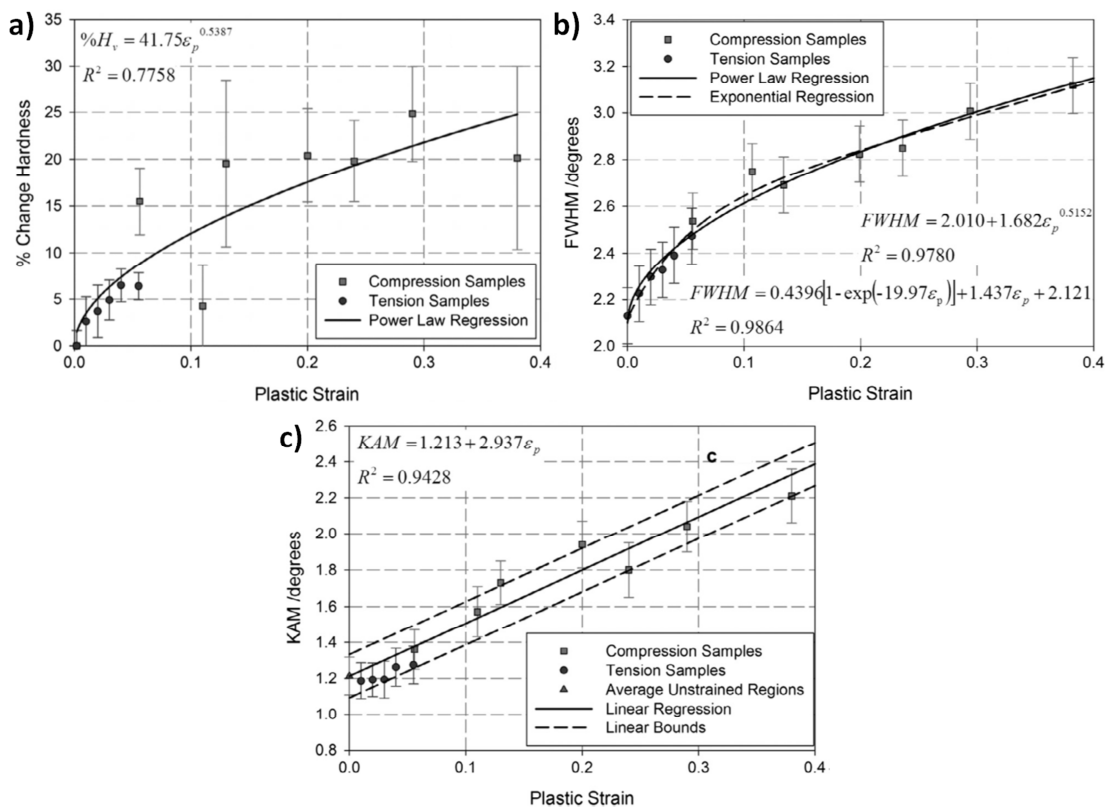


Figure I-21. Calibration réalisée à partir d'essais uni-axiaux de traction et de compression. Mesures réalisés par (a) microdureté (b) DRX et (c) EBSD sur de l'acier [Soady, Mellor, West, et al., 2013] .

La deuxième hypothèse consiste à dire que l'adoucissement cyclique est négligeable. Le grenailage étant souvent assimilé à un chargement cyclique, si le matériau présente un adoucissement ou un durcissement cyclique très important lors du grenailage, la calibration à partir d'essais monotones pourrait ne plus être valable. L'Inconel 718 étant un matériau qui s'adoucisse cycliquement, l'étude de cet aspect apparaît primordial.

L'augmentation du nombre de travaux sur la calibration a permis de mettre en évidence certaines caractéristiques pour chaque méthode d'analyse.

Diffraction des rayons X

Il est généralement observé que la largeur des pics évolue rapidement au départ puis tend vers une variation linéaire pour les valeurs de déformation plastique plus élevées (Figure I-21.b). La relation observée entre la largeur à mi-hauteur mesurée en diffraction des rayons X et la déformation plastique est décrite principalement par deux lois dans la littérature : une loi de type exponentielle [Prevéy, 1987] (Eq. I-9) et une loi de type puissance [Soady, Mellor, West, et al., 2013] (Eq. I-10).

$$\text{FWHM} = A (1 - e^{-B\varepsilon_p}) + C \varepsilon_p + D \quad \text{Eq. I-9}$$

$$\text{FWHM} = A + B \varepsilon_p^C \quad \text{Eq. I-10}$$

Où A, B, C et D sont des constantes expérimentales. ε_p représente la déformation plastique imposée lors du chargement monotone uniaxial.

EBSD

Une relation linéaire entre le paramètre KAM et la déformation plastique a été observée dans de nombreuses études concernant des matériaux base Nickel ou des aciers [Kamaya et al., 2004; Sáez-Maderuelo et al., 2011; Shen et al., 2016]. Dans le même temps, d'autres études montrent que le paramètre KAM peut saturer pour les forts niveaux de déformation [Young et al., 2003; Sáez-Maderuelo et al., 2011; Githinji et al., 2013]. La fonction de Rodbard utilisée par Githinji et al. permet alors de décrire l'évolution empirique du paramètre KAM en fonction de la déformation en tenant compte de la saturation [Githinji et al., 2013]:

$$\text{KAM} = d + \frac{(a - d)}{\left[1 + \left(\frac{\varepsilon}{c}\right)^b\right]} \quad \text{Eq. I-11}$$

Où a, b, c et d sont des constantes déterminées par la position de l'asymptote haute, la pente de la partie linéaire, la position de la transition et la position de l'asymptote basse.

Microdureté

Dans la plupart des cas, la microdureté est moins précise que pour des deux techniques précédemment citées (DRX et EBSD) en ce qui concerne l'évaluation de l'érouissage induit lors du grenailage. La dispersion des mesures et la contribution des contraintes résiduelles dans la mesure augmentent la difficulté d'interprétation des résultats. Cependant, le lien établi entre la microdureté et la limite d'élasticité en fait une technique encore très utilisée dans la littérature [Tabor, 1956; Cahoon et al., 1971; Srikant et al., 2006]. Plusieurs relations empiriques ont été proposées pour décrire l'évolution de la microdureté en fonction de la déformation plastique. On retrouve des évolutions linéaires [Githinji et al., 2013] ou en puissance (Eq. I-12) [Soady, Mellor, West, et al., 2013].

$$\%Hv = A + B \varepsilon_p^C \quad \text{Eq. I-12}$$

I.2.3 Influence des paramètres de grenailage sur l'état mécanique

De nombreux facteurs ont une influence sur l'état mécanique obtenu après grenailage. La taille et la dureté des billes, les paramètres procédés (vitesse de projection des billes, angle d'incidences des billes, et débit) ou encore le taux de recouvrement ont un impact qui va dépendre du matériau traité. Par exemple, une augmentation du diamètre de la bille a une influence sur la distribution des contraintes résiduelles : elle déplace la contrainte maximale de compression vers le cœur de la pièce, sans en modifier significativement la valeur, et augmente la profondeur de la zone mise en compression [Wohlfahrt, 1984; Barralis, 1999].

L'étude de l'influence de l'intensité Almen est traitée dans la littérature par [Prevéy, 1990; Barralis, 1999]. Une augmentation de l'intensité de grenailage conduit à une diminution des contraintes résiduelles en surface et une contrainte maximale relativement équivalente. En revanche, la position de la contrainte maximale ainsi que la zone mise en compression sont plus élevées lorsque l'intensité Almen est augmentée. De même, l'écroûissage introduit lors du grenailage augmente et affecte une profondeur plus importante avec l'intensité Almen.

L'évaluation de l'impact du recouvrement est traitée dans la littérature par [Barralis, 1999; Cammett et al., 2005]. En surface, le taux de recouvrement affecte relativement peu les contraintes résiduelles. En revanche, la contrainte maximale, située dans l'épaisseur tend à augmenter lorsque le recouvrement varie jusqu'à 100%. Elle tend ensuite vers une valeur limite et ne semble plus évoluer (Figure I-22). Dans le même temps, une augmentation du taux de recouvrement implique une croissance de l'écroûissage (notamment en surface) et de la profondeur affectée.

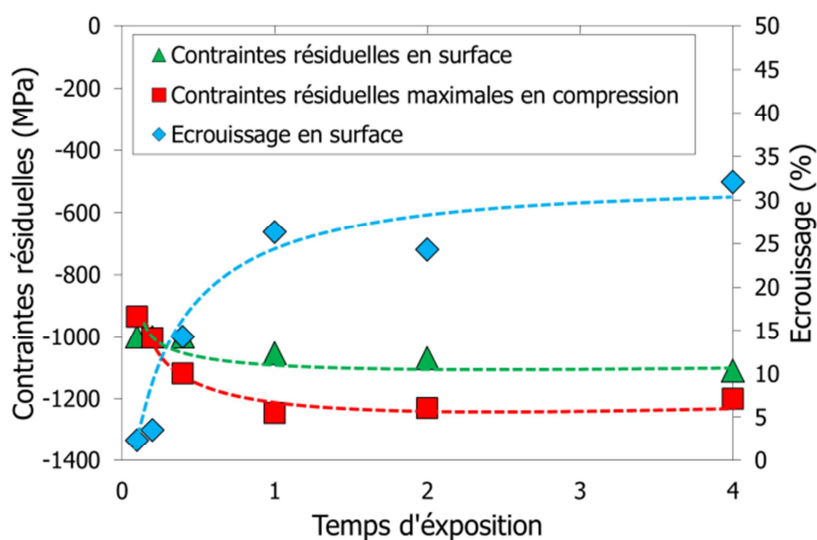


Figure I-22. Influence du taux de recouvrement sur les contraintes résiduelles et l'écroûissage, Inconel 718 [Cammett et al., 2005].

Les contraintes résiduelles et l'écroûissage obtenus après grenailage ne dépendent pas seulement des paramètres de grenailage mais sont également impactés par l'état de la pièce avant grenailage, c'est-à-dire les contraintes résiduelles et l'écroûissage issus des premières étapes de fabrication. Les résultats en fatigue semblent cependant n'être affectés que dans une moindre mesure. Le grenailage tend à limiter les effets néfastes de certains moyens de préparation de surface et augmente considérablement la durée de vie en fatigue des structures quelle que soit la préparation initiale de la surface [Koster et al., 1981; Prevéy, 1990].

I.2.4 Evolution de l'état mécanique sous sollicitation

Les mécanismes de relaxation impliquent une diminution des contraintes résiduelles et de l'érouissage induits par grenailage pour certains types de chargements. Dans le cas où l'introduction des contraintes résiduelles et de l'érouissage est bénéfique pour la tenue en service d'une structure, une diminution non négligeable de ces quantités peut avoir des conséquences néfastes sur les propriétés finales attendues. La compréhension des mécanismes provoquant l'évolution de l'état mécanique sous sollicitation est nécessaire pour être en mesure d'optimiser les traitements de surface et d'assurer une amélioration réelle de la durée de vie des structures. A titre d'exemple, l'érouissage peut perdre près de 50% de sa valeur initiale lors des premières minutes d'une pièce en service [Koster et al., 1981].

Les contraintes résiduelles sont le résultat des incompatibilités de déformation qui induisent des déformations élastiques, l'équilibre mécanique de la pièce étant ainsi assuré. Le champ de déformation, créé lors de l'application d'un chargement sur la pièce, modifie l'état d'équilibre mécanique initial. Il en résulte des modifications microstructurales : création de défauts ponctuels (lacunes, interstitiels) ou surfaciques (défaut d'empilement, dislocations) qui peuvent conduire à une diminution des contraintes résiduelles. On peut mentionner trois types de relaxation qui permettent de tendre vers un état d'équilibre thermodynamique : thermique, sous chargement cyclique et sous chargement statique.

Dans certains cas, la relaxation peut être un moyen efficace de diminuer les contraintes résiduelles en traction non désirées (après usinage, soudage, traitements thermiques,...). On parle alors de détensionnement des structures. Alors que la relaxation thermique est isotrope, la relaxation des contraintes sous sollicitation mécanique est préférentiellement réalisée dans les directions de sollicitations principales [Vöhringer, 1987]. Lors d'une sollicitation mécanique à haute température, comme c'est le cas des sollicitations rencontrées pour les disques de turbine en service, les deux phénomènes sont couplés et impliquent une augmentation de la relaxation des contraintes résiduelles qu'il est difficile de prévoir [Guechichi, 1986]. Pour prendre en compte l'influence de chacun des facteurs, il est souvent plus facile de les dissocier.

I.2.4.1 Relaxation thermique

Parmi les trois types de relaxation mentionnés, la relaxation thermique est celle dont l'impact sur l'évolution des contraintes résiduelles, est le plus significatif pour les disques de turbine en Inconel 718. Elle dépend principalement de la température et du temps de maintien mais également de l'érouissage induit lors du grenailage. La relaxation thermique s'effectue en deux étapes : une première très rapide et une deuxième plus lente, liée aux mouvements des défauts dans le matériau.

I.2.4.1.1 Influence de la température et du temps de maintien

En première approche on peut représenter l'influence du temps de maintien et de la température sur la relaxation des contraintes résiduelles par la Figure I-23 qui résume les travaux de nombreux auteurs sur le sujet [Prevéy, 1987; Surface Integrity, 1989; Masmoudi Khebou, 1990; Lillamand, 1999; Hoffmeister et al., 2008] :

- la relaxation des contraintes résiduelles est d'autant plus importante que la température est élevée ;
- l'évolution la plus importante des contraintes a lieu durant les premiers instants de maintien en température ;
- l'allure générale des profils (position de la contrainte maximale, position du passage en traction) n'est pas modifiée, sauf au-delà d'une certaine température où l'on assiste à un décalage du sommet du profil vers le cœur de la pièce ;
- la relaxation est négligeable en deçà d'une température seuil, sauf en surface où une évolution peut se produire suivant les conditions de grenailage employées ;
- à une température donnée, le profil des contraintes résiduelles tend, en fonction du temps, vers un profil asymptotique, dont les contraintes, à chaque profondeur, sont d'autant plus faibles que la température est élevée.

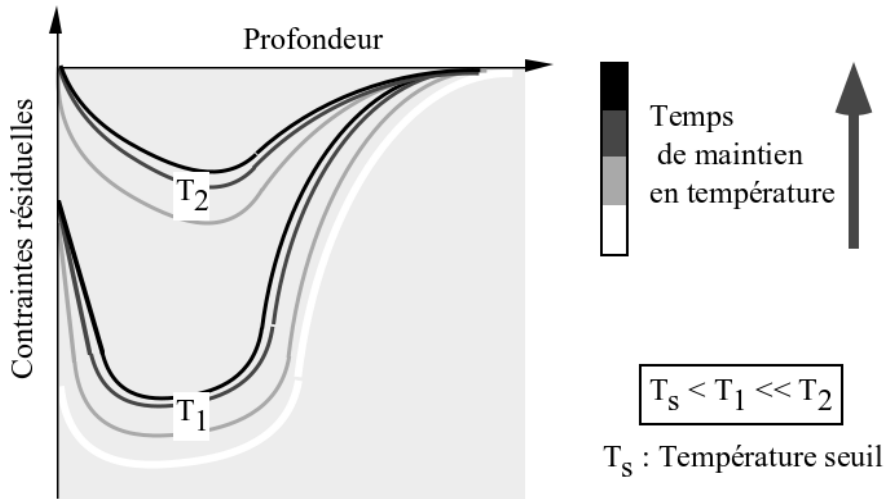


Figure I-23. Influence de la température et du temps de maintien sur la relaxation des contraintes résiduelles [Lilliamand, 1999].

Concernant l'évolution de l'écroissage au cours du temps, une observation similaire à la relaxation des contraintes résiduelles est réalisée. La relaxation est forte dans les premiers instants puis tend à saturer vers une valeur d'équilibre [Juijerm et al., 2006].

1.2.4.1.2 Influence de l'écroissage sur la relaxation des contraintes résiduelles

En plus de la température et du temps de maintien, l'écroissage introduit lors du grenailage joue un rôle majeur dans la relaxation des contraintes résiduelles. De nombreux auteurs ont montré que plus l'écroissage introduit par grenailage est important, plus le taux de contraintes résiduelles relaxé est grand [Schulze et al., 1993; Prevéy, 2000; Cammett et al., 2005; Zhou et al., 2011; Foss et al., 2013]. Ces études expliquent que la relaxation des contraintes est liée à la densité de dislocations présente dans le matériau. Plus le nombre de dislocations est important, plus les contraintes résiduelles vont se relaxer rapidement. De plus, Prevéy a décorrélé l'effet de l'écroissage du type de procédé de grenailage employé pour le générer [Prevéy, 2000]. Pour cela, il a comparé le taux de contraintes non relaxées en fonction de l'écroissage introduit par différents procédés de grenailage après un maintien de 10 minutes à 670 °C sur de l'Inconel 718 (Figure I-24). Il montre que seuls les niveaux d'écroissage ont une influence sur la relaxation des contraintes résiduelles. Il a également observé, qu'il existe une valeur seuil (3% d'écroissage) en-dessous de laquelle aucune relaxation des contraintes résiduelles n'est observée. Le procédé choc laser qui induit un faible écroissage, conduit donc à une relaxation des contraintes résiduelles beaucoup plus faible qu'un grenailage à buse.

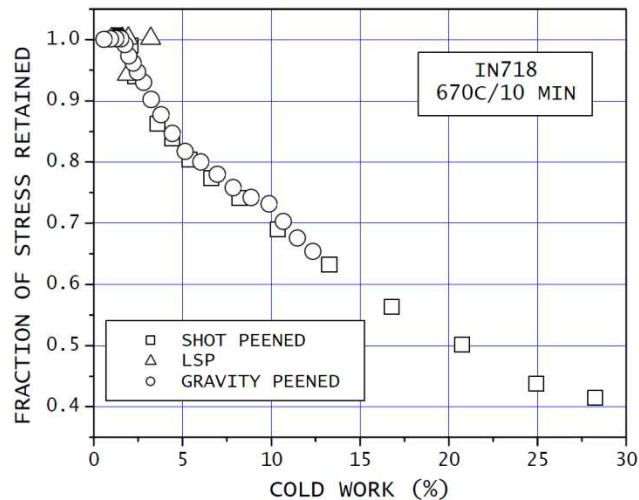


Figure I-24. Taux de contrainte non relaxée en fonction de l'écroissage mesuré en surface d'un échantillon en Inconel 718 après 10 minutes à 670°C. Comparaison de l'influence du type de grenailage : grenailage à buse (shot peened), LSP (Laser Shock Peening) et grenailage par gravité (gravity peening) [Prevéy, 2000].

1.2.4.1.3 Modélisation de la relaxation thermique des contraintes résiduelles

Le modèle le plus utilisé pour traduire la relaxation thermique des contraintes résiduelles est le modèle de Zener-Wert-Avrami [Vöhringer, 1987]. Pour une profondeur, un temps de maintien et une température donnés, il permet d'évaluer la relaxation de la contrainte $\sigma^{RS}(T,t)$ par rapport à la contrainte initiale à la même profondeur $\sigma^{RS}(T,t=0)$.

$$\frac{\sigma^{RS}(T,t)}{\sigma^{RS}(T,t=0)} = \exp\left(-\left[C \exp\left(-\frac{\Delta H_A}{kT}\right)t\right]^m\right) \quad \text{Eq. I-13}$$

Où ΔH_A est l'enthalpie d'activation, k la constante de Boltzmann, C et m des constantes matériaux dépendantes du mécanisme de relaxation.

Depuis sa mise en place, ce modèle a été éprouvé par de nombreux auteurs sur différents matériaux (aciers, bases nickel, titanes, aluminiums) [Berger et al., 1999; Juijerm et al., 2006; Hoffmeister et al., 2008; Feng et al., 2009].

Bien que l'influence de l'érouissage sur la relaxation des contraintes résiduelles ait été mise en avant suite à des observations expérimentales, à ce jour, aucun modèle de la littérature ne propose de le prendre en compte pour prédire la relaxation thermique des contraintes résiduelles.

1.2.4.2 *Relaxation sous chargement cyclique*

La prévision de la durée de vie des structures grenillées soumises à un chargement cyclique nécessite la maîtrise de l'évolution du champ des contraintes résiduelles en service. Dès les premières études sur le sujet, Mattson et al. montrent que, négliger la relaxation sous chargement cyclique, conduit à une surestimation de la durée de vie en fatigue [Mattson et al., 1954].

1.2.4.2.1 Evolution des contraintes résiduelles sous chargement cyclique

La relaxation des contraintes résiduelles peut-être totale ou partielle et s'effectue principalement durant les premiers cycles de chargement. De plus, comme lors d'un chargement thermique, la relaxation des contraintes résiduelles est plus importante en surface qu'au cœur de la pièce [Meguid et al., 2005; Soady et al., 2011; Dalaei et al., 2011; Buchanan et al., 2014]. La relaxation cyclique est affectée par trois principaux paramètres [Zhuang et al., 2001] :

- l'état initial avant chargement, c'est-à-dire les profils de contraintes résiduelles et d'érouissage;
- l'amplitude de contrainte appliquée en fatigue, le rapport de charge et le nombre de cycles ;
- l'évolution du comportement du matériau et le degré d'érouissage et d'adoucissement cyclique.

Pour traiter de l'influence de l'amplitude de la contrainte appliquée, Vöhringer a proposé une classification de la relaxation des contraintes résiduelles selon la valeur de la contrainte alternée uniaxiale σ_a appliquée, la limite d'élasticité du matériau sous chargement monotone $R_{e,mon}$ et sa limite d'élasticité cyclique $R_{e,cyc}$. L'évolution de la contrainte résiduelle en surface est décomposée en quatre classes (Figure I-25) et détaillée par [Morançais, 2016] :

- $\sigma_a < R_{e,mon}$ et $\sigma_a < R_{e,cyc}$ (courbe ①) : il n'y a pas de création de plasticité locale, ni de plasticité cyclique, les contraintes résiduelles restent stables ;
- $R_{e,cyc} < \sigma_a < R_{e,mon}$ (courbe ②) : la plastification générée est uniquement due à la plasticité cyclique du matériau. La plasticité cumulée augmente donc avec le nombre de cycles et l'annihilation et le réarrangement des dislocations qui en résultent provoquent la relaxation des contraintes résiduelles au bout de quelques cycles (10 dans cet exemple). Ce phénomène est appelé érouissage cyclique.
- $R_{e,mon} < \sigma_a < R_{e,cyc}$ (courbe ③) : la relaxation est brusque au cours du premier cycle et est ensuite relativement stable. Au cours du premier cycle de sollicitation, le matériau subit une déformation plastique locale ce qui conduit à une diminution progressive de la contrainte moyenne locale. Cela a pour conséquence de réduire l'incompatibilité plastique entre la zone grenillée et le centre de la pièce et ainsi réduire

les contraintes résiduelles. Ce mécanisme est également appelé « *elastic shakedown* » ou adaptation élastique par [Cao et al., 1994; Holzapfel et al., 1998].

- $R_{e,mon} < \sigma_a$ et $R_{e,cyc} < \sigma_a$ (courbe ④) : Les deux phénomènes précédemment décrits sont mis en jeu dans ce dernier cas : l'adaptation élastique et l'érouissage cyclique. La relaxation des contraintes résiduelles est brusque au cours du premier cycle, puis décroît franchement au cours du temps jusqu'à zéro.

Cette classification a depuis été vérifiée pour des alliages d'acier [Dalaei et al., 2011] ou des alliages à base de Nickel [Evans et al., 2005; Buchanan et al., 2014].

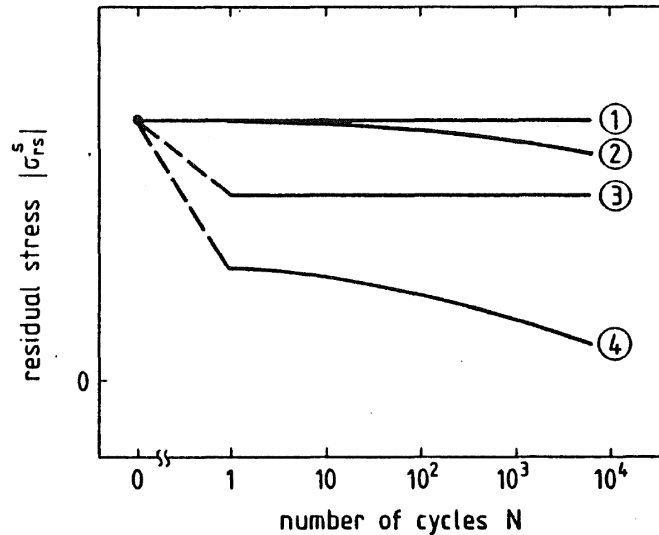


Figure I-25. Evolution de la valeur absolue de contrainte résiduelle de surface en fonction du nombre de cycles pour différents cas [Vöhringer, 1987].

I.2.4.2.2 Evolution de l'érouissage sous chargement cyclique

Comme sous chargement thermique, l'érouissage induit par grenailage peut avoir un rôle majeur sur la relaxation des contraintes résiduelles. Il convient donc de l'étudier au même titre que l'évolution des contraintes résiduelles. Dalaei et al. proposent de le faire par l'intermédiaire de la mesure de la FWHM obtenue en DRX sur un acier perlitique (Figure I-26) [Dalaei et al., 2011]. Les essais sont réalisés à température ambiante. Ils montrent que l'application d'une déformation cyclique implique une diminution de la largeur des pics en fonction du nombre de cycles et de l'amplitude de déformation imposée. Plus cette dernière est élevée, plus la relaxation de l'érouissage est importante. Des observations similaires ont également été faites par Morançais sur de l'AM1 à 650°C [Morançais, 2016].

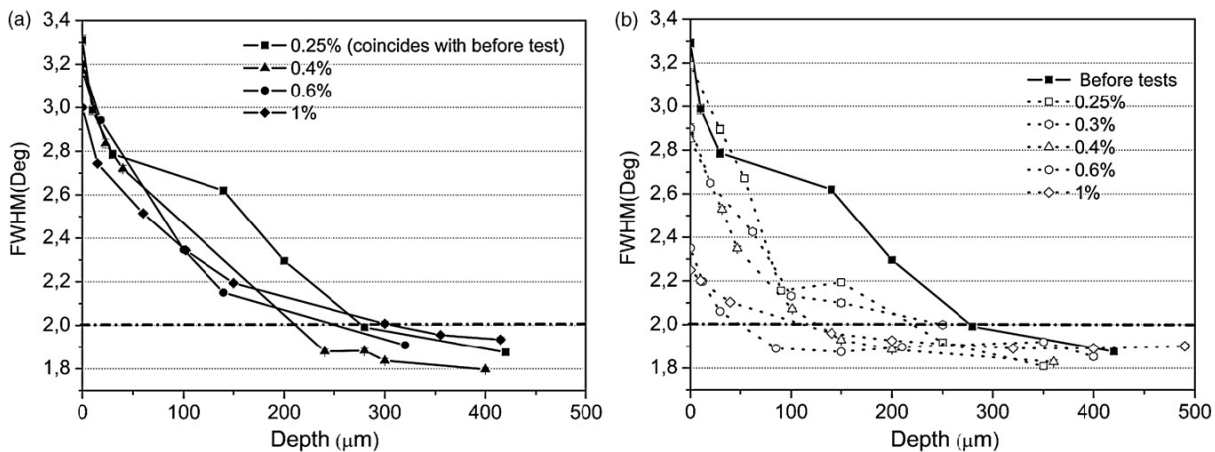


Figure I-26. FWHM mesurée dans l'épaisseur des éprouvettes après (a) le premier cycle et (b) mi-durée de vie à différentes amplitudes de déformation imposées [Dalaei et al., 2011].

I.2.4.2.3 Modélisation de la relaxation mécanique des contraintes résiduelles

Approche analytique

Plusieurs modèles analytiques, basés sur des observations expérimentales, ont permis de modéliser la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement cyclique [Kodama, 1972; Zhuang et al., 2001; Zaroog et al., 2011; Zhan et al., 2012; Xie et al., 2016]. Kodama est le premier à avoir montré que la relaxation des contraintes résiduelles varie linéairement avec le logarithme du nombre de cycles. Pour tenir compte de l'influence de l'écroutissage, du rapport de charge et de l'amplitude de contrainte, Zhuang et al. ont proposé un modèle analytique présenté équation Eq. I-14.

$$\frac{\sigma_N^{re}}{|\sigma_0^{re}|} = A \left(\frac{2 \sigma_a^2}{(1-R)(C_w \sigma_{0,2})^2} \right)^m (N-1)^B - 1 \quad \text{Eq. I-14}$$

Avec C_w un paramètre prenant en compte le degré d'écroutissage (via l'évaluation de la limite d'élasticité), m une constante matériau qui dépend de la réponse déformation-contrainte, $\sigma_{0,2}$ la limite d'élasticité du matériau, σ_a l'amplitude de contrainte de chargement, σ_0^{re} les contraintes résiduelles initiales, R le rapport de charge et A une constante matériau.

Ce modèle, simple, permet de traduire le fait que, lorsque le rapport de charge R augmente entre -1 et 0,5, le taux de contraintes résiduelles relaxé augmente. Le principal inconvénient de cette approche est qu'elle permet de déterminer uniquement la relaxation des contraintes résiduelles à la surface.

Approche numérique

Parallèlement aux développements des modèles analytiques, d'autres modèles, numériques, permettent de traduire la relaxation des contraintes résiduelles dans toute l'épaisseur d'une pièce [Chaboche et al., 1997; Lillamand, 1999; D. J. Smith et al., 2001; Meguid et al., 2005; Meguid et al., 2015]. Une première étape du calcul est d'introduire le champ mécanique généré par le grenailage dans la pièce. Deux méthodes permettent d'y parvenir.

La première méthode consiste à modéliser le procédé de grenailage pour obtenir les champs mécaniques associés [Kim et al., 2011; Chaise et al., 2012; Sara Bagherifard et al., 2012; Sanjurjo et al., 2014; Meguid et al., 2015; Guiheux, 2016; Boyer, 2017]. Cette méthode présente l'avantage d'introduire le champ de contraintes résiduelles et d'initialiser les variables de la loi de comportement mais présente de nombreux inconvénients comme le coût de calcul. De plus, le grenailage et la fatigue présentant des domaines de sollicitations et de vitesses très différents, il est parfois difficile d'avoir une loi de comportement identique pour traduire toute la chaîne de calcul.

La deuxième méthode consiste à introduire les champs mécaniques initiaux dans le calcul par éléments finis sans passer par la modélisation du procédé. Les contraintes résiduelles sont introduites par l'intermédiaire du calcul des déformations inélastiques locales générées lors du grenailage. Ces déformations sont appelées « déformations libres de contraintes » ou eigenstrains [Eshelby, 1957]. Trois méthodes sont principalement utilisées pour introduire un champ d'eigenstrains dans un calcul par éléments finis : par application de chargements équivalents [Grasty et al., 1996], par application d'un chargement thermique fictif [Mauduit, 2017], ou par introduction directe des déformations inélastiques [Ahdad et al., 1996; Morançais, 2016].

Ces méthodes ne consistent pas à introduire l'écroutissage induit par grenailage ou initialiser la loi de comportement utilisée pour réaliser la simulation. De ce fait, l'écroutissage induit par grenailage n'est pas toujours pris en compte dans la modélisation. Dans le cas où il est considéré, la plupart des auteurs s'appuient sur des analyses expérimentales reliant l'augmentation de la microdureté (caractéristique de l'écroutissage induit par grenailage) à la limite d'élasticité [Dalaei et al., 2012; Soady, Mellor, West, et al., 2013; Xie et al., 2016]. La limite d'élasticité est alors augmentée artificiellement dans les modèles, dans la zone affectée par le grenailage.

Une fois l'état mécanique introduit, un chargement cyclique est appliqué à la structure. Pour modéliser la relaxation, parfois partielle, des contraintes résiduelles, beaucoup d'auteurs proposent d'utiliser des écroutissages cinématiques de type Armstrong-Frederick dans les modèles afin de traduire l'effet Baushinger. Cependant, Chaboche et al. montrent que cela est néanmoins insuffisant et proposent d'introduire des écroutissages cinématiques à seuil dans la loi de comportement pour traduire la relaxation partielle des

contraintes résiduelles [Chaboche et al., 1997]. Ils considèrent ainsi une analogie entre la relaxation de la contrainte moyenne lors d'essais de fatigue dissymétriques et des contraintes résiduelles. Les résultats obtenus par Smith et al. vont également en ce sens [D. J. Smith et al., 2001]. Ils simulent la relaxation des contraintes résiduelles en utilisant un modèle avec écrouissage cinématique non linéaire sans seuil et montrent que le modèle induit une relaxation des contraintes résiduelles plus importante qu'obtenu expérimentalement.

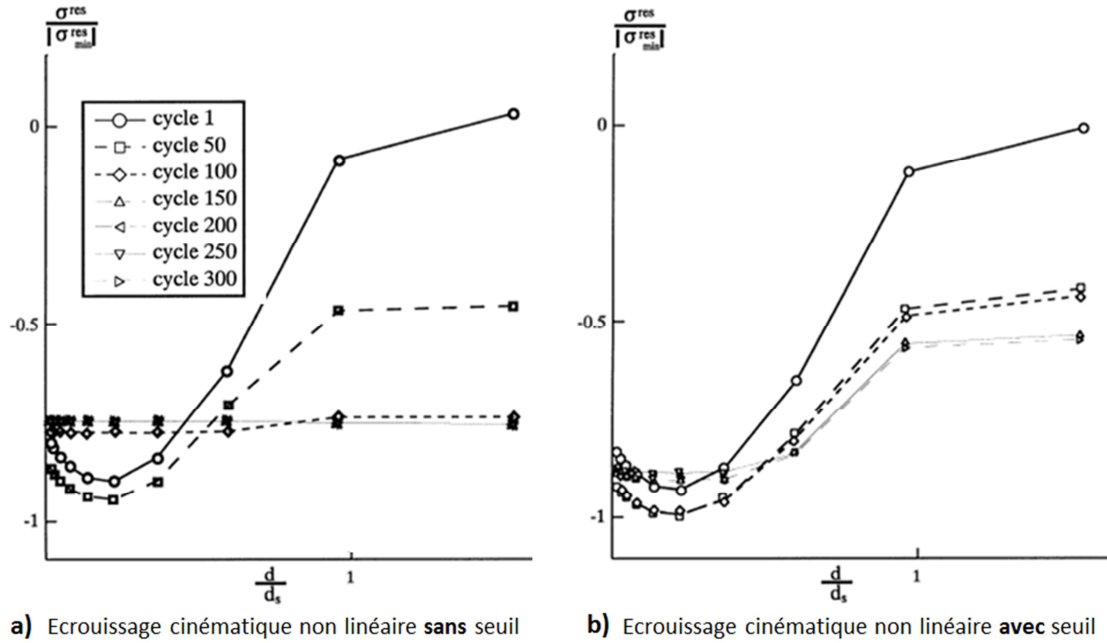


Figure I-27. Relaxation des contraintes résiduelles du N18 à 650°C sous chargement répété en déformation imposée : comparaison entre deux modèles avec écrouissage cinématiques non linéaires a) sans seuil ; b) avec seuil [Chaboche et al., 1997].

I.2.5 Bénéfices du grenailage sur la durée de vie en fatigue

Les bénéfices du grenailage sur la durée de vie en fatigue ont été observés expérimentalement depuis les années 40 sur de nombreux matériaux (aciers, aluminiums, titanes, bases nickel) et pour des sollicitations diverses : flexion, torsion, tension-compression axiale et multiaxiale, corrosion ou fretting [Almen, 1943; Koster et al., 1981; Prevéy, 2000; Nascimento et al., 2001; Fathallah et al., 2004; Cammett et al., 2005; Benedetti et al., 2010; Dalaei et al., 2012; Morançais, 2016; Seddik et al., 2017; Gerin et al., 2017].

Dans le cas d'une sollicitation uniaxiale, le bénéfice lié au grenailage est en lien direct avec la géométrie de la pièce. Dans le cas d'une éprouvette lisse, le grenailage n'implique pas d'augmentation de la durée de vie en fatigue [Morançais, 2016]. En revanche le grenailage a des effets fortement bénéfiques en chargement uniaxial lorsque la pièce présente de fortes variations de géométries telles que des rainures, des traces d'usinage, des alésages ou des congés de raccordement. Les contraintes sont alors maximales en surface et le grenailage contribue fortement à l'augmentation de la tenue de la pièce en service [Benedetti et al., 2010]. La Figure I-28 présente un exemple de pièces couramment grenailées : un frein hydraulique de métro. Des ruptures prématurées ont mis en évidence la présence d'un chargement de flexion particulièrement néfaste pour la durée de vie. Des durées de vie comprises entre 150 000 et 2,6 millions de cycles ont été observées pour des pièces non grenailées. Le grenailage de cette broche de frein a permis à toutes les pièces testées de dépasser 6 millions de cycles sans aucune rupture [Rapport RATP 1996].



Figure I-28. Schéma d'axe de frein couramment grenailé [Rapport RATP 1996].

Les bénéfices en durée de vie sont principalement liés à l'état mécanique obtenu suite à l'application du chargement. Ainsi, lorsque les contraintes résiduelles ont été en partie ou totalement conservées au sein de la structure, il apparaît que la durée de vie est augmentée. En revanche, lorsque les contraintes résiduelles sont totalement relaxées, aucun gain de durée de vie n'est observé. Dans ce cas, le grenailage peut même être néfaste si le matériau est sensible à la rugosité [Bhuiyan et al., 2012; Gariépy et al., 2013; Vielma et al., 2014; Gerin et al., 2017].

Ces informations sont cohérentes avec les observations de faciès de rupture de la littérature où l'état mécanique résiduel a une influence certaine sur le lieu de l'amorçage. Comme observé Figure I-29, la distance de l'amorce par rapport à la surface de la pièce correspond à la profondeur en compression des contraintes résiduelles [Cammett et al., 2005]. Lorsque le chargement appliqué s'effectue en flexion, torsion ou sur des éprouvettes à concentration de contraintes, le déplacement de l'amorçage en profondeur conduit à une amélioration de la durée de vie en fatigue.

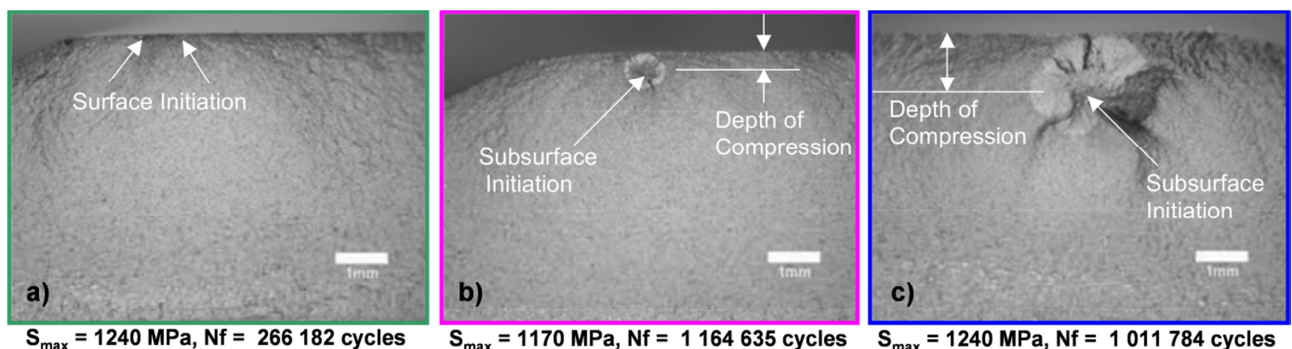


Figure I-29. Fractographies des initiations à la fissure pour des éprouvettes : a) électropolie, b) grenailée par air comprimé et c) traitée par LPB [Cammett et al., 2005].

I.3 Dimensionnement en fatigue des structures

I.3.1 Approches existantes

Deux approches principales existent pour prédire la durée de vie en amorçage par fatigue des structures : une approche couplée et une approche en post traitement (découplant comportement et endommagement). L'approche couplée consiste à prendre en compte l'impact de l'endommagement sur la réponse mécanique du matériau au cours de la sollicitation de fatigue. Cette approche peut être nécessaire dès lors que l'on s'intéresse à des durées de vie courtes (inférieures à 10^3 cycles) avec une évolution rapide de l'endommagement. L'approche dite en post traitement s'effectue en deux temps. Elle consiste, dans un premier temps, à prédire le champ mécanique stabilisé d'une pièce en réalisant un calcul de structures. Dans un deuxième temps, un critère ou un modèle de fatigue est appliqué en post traitement du champ mécanique stabilisé afin de prédire la durée de vie en fatigue de la pièce.

Dans le cas des matériaux métalliques, l'endommagement en fatigue représente moins de 10% de la durée de vie globale d'une pièce. De ce fait, il est souvent admis qu'il est possible de découpler le comportement du matériau et l'endommagement. L'approche en post traitement est alors privilégiée en bureau d'étude.

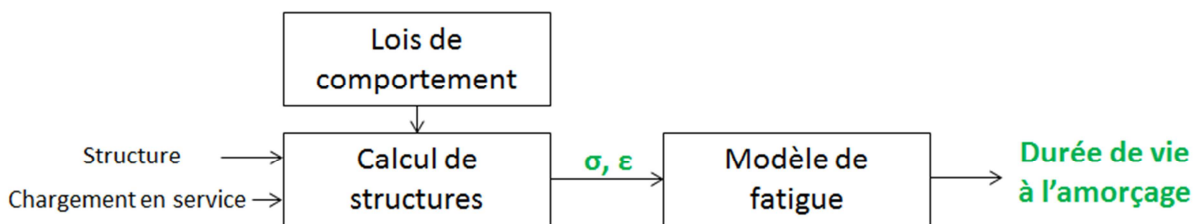


Figure I-30. Analyse de la durée de vie en fatigue privilégiée en bureaux d'étude.

Pour prédire le champ mécanique stabilisé d'une pièce, des lois de comportement élastique, élasto-plastique ou élasto-visco-plastique sont utilisées selon le chargement appliqué, le matériau et la pièce étudiés. Dans tous les cas, la loi de comportement doit permettre de décrire de façon la plus fidèle possible l'état mécanique de la pièce après chargement cyclique puisque ce champ mécanique représente la donnée d'entrée pour calculer la durée de vie de la pièce en post traitement.

On distinguera deux grandes catégories de post traitement en fatigue : les modèles de fatigue à durée de vie limitée qui associent à un chargement une durée de vie, et les critères de limite de fatigue, qui fournissent un domaine pour lequel il n'y aura pas rupture de la pièce. L'utilisation de ces deux catégories de post traitement dépend de l'application visée. Dans le domaine aéronautique, et plus spécifiquement lorsque l'on s'intéresse à la prédiction de la durée de vie en fatigue des disques de turbine, les sollicitations vues par la pièce amènent généralement à être au-dessus de la limite de fatigue du matériau. De ce fait, l'approche de fatigue à durée de vie limitée est souvent utilisée.

I.3.2 Prise en compte du grenailage dans le dimensionnement

Le grenailage de précontrainte est actuellement appliqué soit pour augmenter les marges de dimensionnement d'une pièce, soit pour panser une conception défailante, une fois épuisée toute autre solution. Il n'est, pour l'heure, pas considéré dans le dimensionnement en fatigue des pièces en bureau d'études. Dans le même temps, de plus en plus d'industriels cherchent à développer des méthodologies permettant de prendre en compte l'ensemble de la chaîne de fabrication des pièces. La prise en compte du procédé de

traitement de grenailage dans le dimensionnement en fatigue de pièces complexes représente donc un objectif majeur de ces prochaines années.

A l'heure actuelle, les méthodologies proposées dans la littérature conduisent principalement à des modifications de critères de limite de fatigue [Guechichi et al., 2006; Fathallah et al., 2004; Gerin et al., 2017; Mauduit, 2017]. Guechichi et al. ont utilisé le critère de Crossland pour prédire la durée de vie en fatigue de structures grenillées en acier faiblement allié [Guechichi et al., 2006]. Ils proposent un critère prenant en compte l'écroissage induit par grenailage défini à partir de la largeur des pics de diffraction mesurés en DRX et les contraintes résiduelles. Ce critère donne des résultats encourageants mais présente un inconvénient majeur. Il ne tient pas compte de l'évolution de l'écroissage induit par grenailage au cours de la sollicitation alors qu'il a été montré que ce dernier pouvait évoluer (voir les paragraphes I.2.4.1.2 et I.2.4.2.2).

Fathallah et al. ont amélioré le critère proposé par Guechichi et al. en prenant en compte, en plus des contraintes résiduelles et de l'écroissage, les défauts superficiels du matériau. Leur critère permet alors de prédire les zones critiques en fatigue à grand nombre de cycles [Fathallah et al., 2004].

Encore plus récemment, Gerin propose de prédire la durée de vie en fatigue à l'aide du critère de Dang Van. Ce critère multiaxial permet de prendre en compte les différents chargements et peut aussi intégrer les contraintes résiduelles en surface des éprouvettes de flexion utilisées dans cette étude. De plus, il montre qu'une fois l'influence des contraintes résiduelles prise en compte, les limites en fatigue, en flexion et en traction, sont très proches [Gerin, 2016]. Aussi, il propose une méthodologie pour prendre en compte l'influence des défauts de surface sur la durée de vie en fatigue à l'aide du calcul local du facteur de concentration des contraintes selon la méthode proposée par Peterson [Peterson, 1961]. Il montre que le défaut critique ne présente pas toujours le facteur de concentration des contraintes le plus élevé parmi les défauts d'une éprouvette et que son utilisation ne permet d'identifier qu'environ un tiers des défauts critiques des éprouvettes. Il montre ainsi que les paramètres ayant une influence marquée sur la durée de vie en fatigue sont les défauts de surface et les contraintes résiduelles. Cependant, les essais étant réalisés à température ambiante, l'influence de l'écroissage n'a pas été investiguée dans cette étude.

I.4 Résumé

Cette revue bibliographique a permis de montrer que l'Inconel 718 présente une microstructure complexe qui a fait l'objet de nombreuses études. Un grand nombre d'auteurs a cherché à identifier le lien entre la microstructure et le comportement en traction de l'Inconel 718. Aussi, des modèles phénoménologiques ont été proposés pour prendre en compte l'influence de la taille des grains sur la durée de vie en fatigue.

En revanche, on note moins d'études concernant l'influence de la microstructure sur le comportement élasto-visco-plastique cyclique de l'Inconel 718. Or, on rappelle que l'analyse de la durée de vie en fatigue sur pièce implique en premier lieu d'estimer le champ mécanique, a fortiori au cycle stabilisé dans une approche de type post traitement. De ce fait, **l'étude de l'influence de la microstructure sur le comportement mécanique cyclique semble primordiale** si l'on souhaite mettre en place une méthodologie de dimensionnement en fatigue applicable à d'autres designs de disques où la taille de grains pourrait être très différente.

De plus, l'impact de la taille des grains ou des précipités durcissants sur la relaxation en service des contraintes résiduelles et de l'érouissage induits lors du grenailage n'a fait l'objet d'aucune étude. A nouveau, **aucune modélisation ayant pour but de prédire la durée de vie en fatigue de pièces grenillées ne prend en compte ces aspects microstructuraux.**

La plupart des études sur le grenailage montrent que les deux paramètres qui ont une influence directe sur la durée de vie en fatigue de pièces grenillées sont les contraintes résiduelles et la rugosité induites lors du grenailage. L'introduction de contraintes résiduelles de compression conduit à augmenter la durée de vie en fatigue alors que la rugosité est néfaste. Ces deux quantités ont donc fait l'objet de nombreux travaux concernant leur prise en compte dans les modèles. Des développements restent cependant nécessaires puisque la relaxation des contraintes résiduelles est très peu modélisée et prise en compte pour prédire la durée de vie en fatigue.

Un troisième paramètre a également une importance de premier ordre sur la durée de vie en fatigue. Bien qu'il n'intervienne pas directement dans le processus d'amorçage, l'érouissage induit par grenailage joue un rôle essentiel sur la relaxation des contraintes résiduelles sous sollicitation thermique et donc potentiellement sur la durée de vie en fatigue.

De ce fait, sa prise en compte dans la modélisation apparaît indispensable. Cependant, la définition précise de ce que représente l'érouissage ne fait toujours pas consensus dans la communauté. Il est donc rarement pris en compte dans les modèles. **Un challenge majeur est de comprendre et de définir le lien qui existe entre l'érouissage induit par grenailage et le comportement du matériau afin d'être capable de l'introduire dans les modèles de fatigue.**

C'est dans ce contexte que s'inscrit cette thèse, dont la démarche est détaillée dans le chapitre suivant.

Chapitre II Démarche de l'étude

Le but de ce chapitre est de présenter le cadre de la thèse ainsi que les objectifs qui la constituent. Le projet CONDOR auquel appartient cette thèse ainsi que la démarche globale employée sont ainsi détaillés. Nous présenterons ainsi les plans d'expérience et les études préliminaires nécessaires à l'établissement de la démarche.

Sommaire

CHAPITRE II DEMARCHE DE L'ETUDE	45
II.1 CADRE DE LA THESE	47
II.2 PRESENTATION DE LA DEMARCHE GLOBALE	49
II.2.1 ETUDE DES CHAMPS MECANQUES INDUITS PAR GRENAILLAGE	49
II.2.2 DETERMINATION EXPERIMENTALE DE L'EVOLUTION DU CHAMP MECANIQUE EN SERVICE	51
II.2.3 EVALUATION DE L'IMPACT DU CHAMP MECANIQUE RELAXE SUR LA DUREE DE VIE EN FATIGUE	52
II.3 PARAMETRES MICROSTRUCTURAUX INTRODUITS DANS LA CHAINE DE DIMENSIONNEMENT	56
II.3.1 ANALYSE DE LA MICROSTRUCTURE DE L'INCONEL 718 DA	56
II.3.2 CREATION DE MICROSTRUCTURES MODELES	60
II.3.2.1 Traitement thermique de grossissement des grains	60
II.3.2.2 Coalescence des précipités durcissants γ' et γ''	60
II.3.3 CARACTERISTIQUES DES DIFFERENTES MICROSTRUCTURES ETUDIEES	61
II.3.4 CONSEQUENCE SUR LA DEMARCHE DE LA THESE	63
II.4 GRENAILLAGE DES EPROUVETTES	64
II.4.1 GRENAILLAGE D'EPROUVETTES DONT LA SURFACE GRENAILLEE EST PLANE	64
II.4.2 GRENAILLAGE D'EPROUVETTES CYLINDRIQUES	65
II.4.3 CONSEQUENCES SUR LA DEMARCHE DE LA THESE	66
II.5 DETAIL DU PLAN DE LA THESE	67

II.1 Cadre de la thèse

Cette étude s'inscrit dans le cadre du projet CONDOR (CONtraintes - DimensiONnement - Relaxation) conduit par l'Institut de Recherche Technologique Matériaux, Métallurgie et Procédés situé à Metz (IRT-M2P). Ce projet regroupe des partenaires académiques et industriels tels que les laboratoires LASMIS (Laboratoire des Systèmes Mécaniques et d'Ingénierie Simultanée) de l'Université de Technologie de Troyes, LEM3 (Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux) et MSMP (Mechanics, Surfaces and Materials Processing) d'Arts et Métiers ParisTech, l'Onera ainsi que des entreprises comme Safran, Airbus Helicopters, PSA Peugeot Citroën, ArcelorMittal, Areva et Mistras Group.

Ce projet comporte deux objectifs principaux permettant de répondre aux besoins industriels concernant le grenailage. Le premier objectif est de proposer une méthodologie pour prédire les champs de contraintes résiduelles et d'érouissage induits lors du grenailage d'une pièce. Le deuxième objectif consiste à proposer une méthodologie permettant de prédire la durée de vie en fatigue de structures grenillées.

La Figure II-1 présente l'articulation du projet. Il s'appuie principalement sur les travaux de cinq thèses qui ont pour objectif de créer un chaînage visant à mettre en place des outils méthodologiques rendant compte de l'impact du grenailage dans le dimensionnement en fatigue de structures aéronautiques, automobiles, ou nucléaires. Deux types de matériaux sont principalement étudiés : les aciers à transformation de phase et l'Inconel 718. Pour chaque matériau deux thèses ont été proposées. L'une a pour objectif de modéliser le procédé de grenailage et l'autre a pour ambition de modéliser l'évolution des propriétés mécaniques en service et de prédire la durée de vie en fatigue. La dernière thèse a pour but de synthétiser l'ensemble des travaux en prenant en compte des géométries complexes telles que les pignons d'automobile ou les disques de turbine Haute Pression (HP).

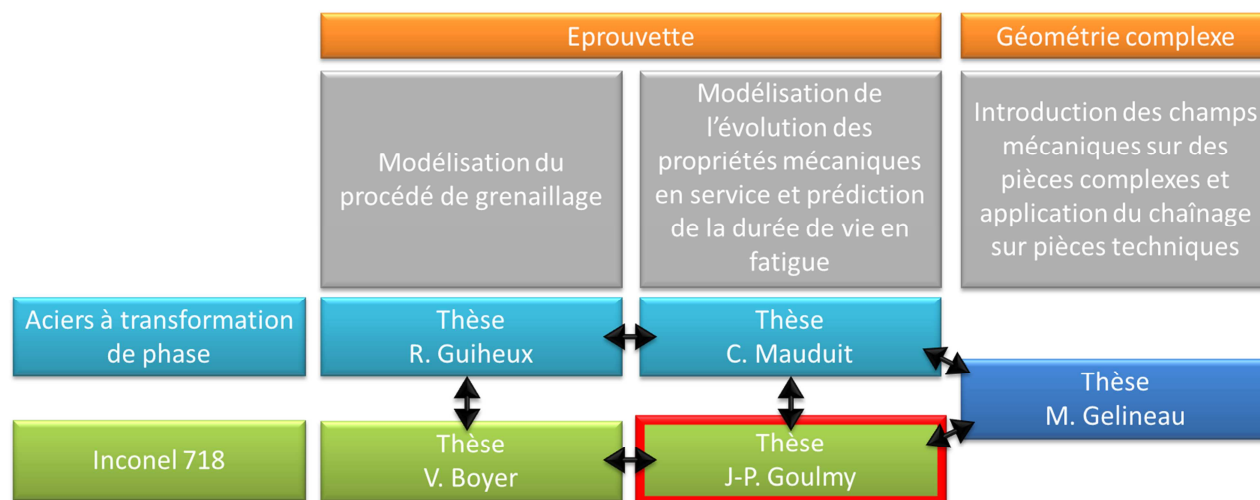


Figure II-1. Présentation du projet CONDOR.

Les disques de turbine HP sont des pièces de moteurs d'avions situés après la chambre de combustion. Ils subissent en service des régimes à fortes contraintes cycliques allant de 600 MPa à 1000 MPa et à haute température (450°C à 650°C). Comme expliqué au chapitre 1, ces différentes sollicitations (thermiques et cycliques) peuvent avoir une influence sur la relaxation des contraintes résiduelles et de l'érouissage induit par grenailage. Une des étapes clés du chaînage proposé par le projet est donc de prédire l'évolution des propriétés mécaniques du matériau en service.

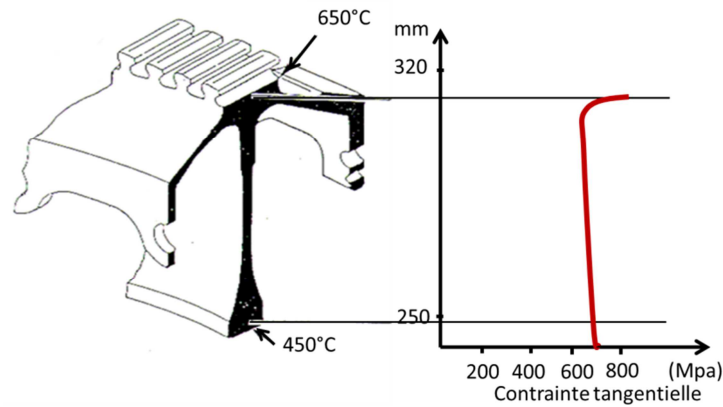


Figure II-2. Niveaux de contrainte et de température obtenus en service sur un disque de turbine [Alexandre, 2004].

De plus, par sa forme et sa fabrication, le disque de turbine est sujet à des différences de microstructures au sein même de la pièce qui ont une influence sur le comportement et la durée de vie en fatigue. Il est alors important d'en analyser l'impact vis-à-vis du processus de dimensionnement des disques.

Enfin, aucune étude connue à ce jour n'a pour le moment permis de faire le lien entre l'évolution des contraintes résiduelles et la microstructure lors de diverses sollicitations. La prise en compte de ces deux éléments représente donc un challenge notable pour prédire correctement la durée de vie en fatigue de disques de turbine en Inconel 718 grenailés.

Ceci constitue l'objet de la thèse qui est présentée dans ce manuscrit et qui s'intitule **modélisation de l'impact du grenailage sur le comportement et l'endommagement en fatigue de l'Inconel 718**.

II.2 Présentation de la démarche globale

Dans le chapitre précédent, le principe de dimensionnement en bureau d'études de la durée de vie en fatigue de pièces a été exposé. L'inconvénient majeur du dimensionnement actuel est qu'il ne tient pas compte du grenailage et de l'influence de la microstructure. L'objectif de la thèse est donc de proposer une méthodologie permettant de considérer ces deux aspects dans le dimensionnement en fatigue sans néanmoins bouleverser les pratiques des bureaux d'études.

En s'inspirant de ce qui a déjà été fait dans la littérature concernant la prise en compte du grenailage et de la microstructure dans la modélisation par éléments finis (voir I.3), il vient naturellement la proposition de dimensionnement explicitée Figure II-3. Dans l'hypothèse d'un tel dimensionnement, la prise en compte du grenailage (en bleu) s'effectue lors de l'initialisation du calcul, alors que les effets de microstructures (en orange) sont introduits à deux endroits de la chaîne de calcul de durée de vie : dans la loi de comportement et dans le modèle de fatigue.

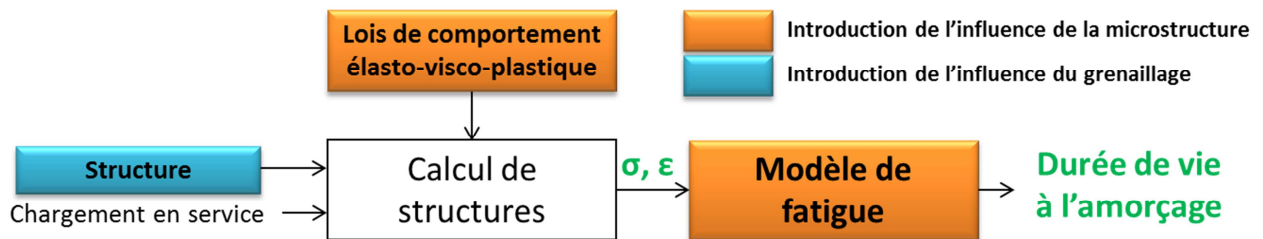


Figure II-3. Chaînage envisagé pour évaluer l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue d'une pièce grenillée.

L'un des objectifs de la thèse est de vérifier si cette méthodologie est effectivement applicable. Pour cela il est nécessaire de s'appuyer sur différentes campagnes expérimentales. La validation de la chaîne de modélisation envisagée peut être décomposée en trois grandes parties présentées Figure II-4 et détaillées dans les paragraphes suivants.

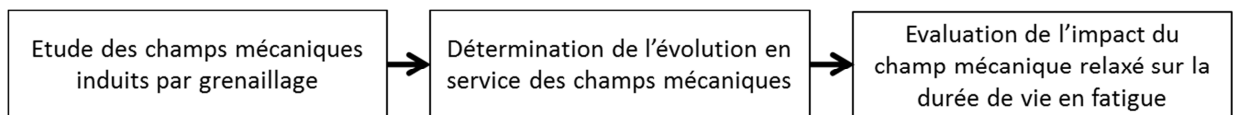


Figure II-4. Analyse expérimentale permettant d'évaluer l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue.

II.2.1 Etude des champs mécaniques induits par grenailage

L'objectif de l'étude des champs mécaniques induits par grenailage est de fournir les éléments nécessaires à l'introduction des contraintes résiduelles et de l'écroûissage dans la simulation et ainsi initialiser le calcul de fatigue. Pour ce faire des mesures et des essais sont nécessaires. Les éprouvettes utilisées sont présentées dans le Tableau II-1.

Afin de connaître le champ mécanique avant et après grenailage, des pions parallélépipédiques sont utilisés. Trois techniques de caractérisation sont mises en œuvre pour évaluer les contraintes résiduelles et l'écroûissage : la diffraction des rayons X, l'analyse EBSD et la microdureté. A titre d'exemple, près de 1000 mesures de contraintes résiduelles et d'écroûissage ont ainsi été effectuées pour permettre d'identifier les facteurs influençant les profils de contraintes résiduelles et d'écroûissage suite au grenailage. L'ensemble des mesures par DRX présentée dans ce manuscrit a été réalisé dans le cadre de la thèse de Boyer (Figure

II-1). La mesure expérimentale des contraintes résiduelles ainsi que leur introduction dans la modélisation par éléments finis ne présentent pas de difficulté majeure lorsqu'elles sont effectuées sur des géométries simples comme des massifs semi-infinis. En revanche, la mesure et la prise en compte de l'érouissage dans la modélisation sont plus délicates et représentent un réel challenge (voir chapitre 1, paragraphe I.2). En effet, l'érouissage représente un ensemble de notions. Il peut traduire une caractéristique du matériau comme la limite d'élasticité, ou être utilisé dans des modèles (on parle alors d'érouissage cinématique ou isotrope). Deux principaux verrous ont été identifiés concernant ce point.

Le premier verrou concerne la quantification expérimentale de l'érouissage induit par grenailage. Comme expliqué au chapitre 1, contrairement à la mesure des contraintes résiduelles, il est difficile d'établir une relation entre l'érouissage et les paramètres des différentes techniques de caractérisation. Une étape intermédiaire de calibration à partir d'essais instrumentés est donc nécessaire. Cette calibration est réalisée en utilisant des éprouvettes de traction pour lesquelles une déformation plastique est appliquée (Tableau II-1). Des mesures sur ces éprouvettes sont ensuite effectuées à l'aide des trois techniques de caractérisation déjà citées (DRX, EBSD et microdureté). Une relation entre les paramètres de ces techniques et l'érouissage est alors établie en assimilant dans un premier temps l'érouissage induit par grenailage à la déformation plastique.

Une fois l'érouissage déterminé, il reste à définir son lien avec les paramètres de la loi de comportement. Ceci constitue le deuxième verrou. Différentes approches sont testées pour déterminer plus précisément ce lien. Dans un premier temps, l'influence du grenailage sur le comportement du matériau est évaluée à l'aide d'essais de flexion 4 points *in situ* au MEB (Tableau II-1). Ensuite, la calibration réalisée à partir d'essais pilotés en déformation est couplée à la simulation. Enfin, les résultats obtenus par Boyer concernant la simulation du procédé de grenailage sont utilisés [Boyer, 2017]. Compte tenu des résultats obtenus, une méthodologie permettant de prendre en compte l'érouissage dans la modélisation est proposée et testée vis-à-vis des résultats obtenus expérimentalement après sollicitations thermique et mécanique. L'ensemble de ces développements est proposé dans le chapitre 5 de ce manuscrit.

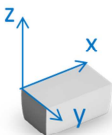
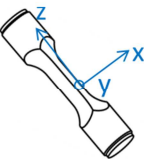
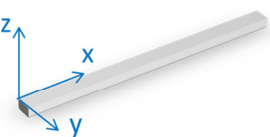
Champ mécanique induit par grenailage		
Géométrie	Traitement de surface	Objectif
 Pion parallélépipédique	Non grenailé	Connaître le champ mécanique avant grenailage sur massif semi-infini
	Grenailé	Connaître le champ mécanique après grenailage sur massif semi-infini
 Eprouvette de traction	Non grenailé	Calibrer l'écroissage induit par grenailage
 Eprouvette de flexion 4 points in-situ	Non grenailé	Déterminer le comportement monotone
	Grenailé	Evaluer l'impact du grenailage sur le comportement monotone

Tableau II-1. Epreuves utilisées pour évaluer le champ mécanique induit par grenailage.

II.2.2 Détermination expérimentale de l'évolution du champ mécanique en service

Déterminer l'évolution du champ mécanique en service expérimentalement a deux objectifs. D'une part, l'acquisition de mesures peut permettre de comprendre les mécanismes qui interviennent dans le processus de relaxation des contraintes résiduelles et de l'écroissage. D'autre part ces données permettent la mise en place d'une loi de comportement apte à rendre compte de l'évolution des contraintes résiduelles et de l'écroissage en service. **Positionnée au centre de la chaîne de dimensionnement envisagée, la loi de comportement est un outil indispensable dans l'évaluation de l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue.**

Avant de déterminer une loi de comportement il apparaît indispensable d'évaluer la relaxation des contraintes résiduelles sous des chargements thermiques et mécaniques pour définir les objectifs du modèle. Une campagne expérimentale conséquente a donc été réalisée en ce sens (Tableau II-2).

Le but de ce travail est de déterminer quantitativement l'influence de l'écroissage sur la relaxation thermique des contraintes résiduelles. Pour cela, un chargement thermique est appliqué à l'aide d'un four sous vide à 550°C pendant différents temps de maintien sur des pions parallélépipédiques. Le choix de cette température est effectué au regard des températures subies par le disque en service. Dans la suite, l'ensemble des essais menés à température ont été réalisés à cette même température de 550°C.

Parallèlement, l'étude expérimentale de la relaxation des contraintes résiduelles et de l'écroissage sous sollicitation cyclique est quant à elle effectuée à l'aide d'éprouvettes cylindriques lisses. Ces éprouvettes ont pour avantage d'avoir une géométrie relativement simple permettant la détermination des contraintes résiduelles et de l'écroissage par la méthode de diffraction des rayons X. Ces analyses sont, en effet,

moins aisées sur des éprouvettes à concentration de contraintes dont la géométrie est plus complexe mais néanmoins plus représentatives de zones d'amorce préférentielles sur les disques de turbine. L'influence de l'amplitude de chargement, de la température et du nombre de cycles sont trois paramètres particulièrement étudiés. L'ensemble de ces données est présenté dans le chapitre 3.

Une fois les objectifs de la loi de comportement définis, il est possible d'identifier une loi de comportement capable de décrire l'évolution du champ mécanique en service (chapitre 4). Les principaux verrous à cela concernent la mise en évidence des mécanismes et l'identification d'un formalisme et des paramètres associés capables de rendre compte du comportement cyclique, dans le régime quasi-statique, et dynamique à 20°C et quasi-statique à 550°C. En effet, l'objectif du projet CONDOR étant de créer un chaînage allant de la modélisation du procédé de grenailage à la prédiction de la durée de vie de pièces critiques, il est proposé d'investiguer la possibilité de disposer d'une loi de comportement unique. Pour cela, une matrice d'essais spécifique est mise en place. Les essais à partir d'éprouvettes cylindriques non grenillées sont réalisés (Tableau II-2) et une méthode de dépouillement originale est ensuite proposée pour identifier le formalisme et les paramètres de la loi de comportement. Une fois celle-ci établie, la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement thermique et mécanique est simulée et comparée aux données expérimentales.

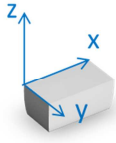
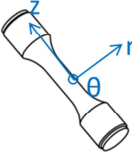
Evolution du champ mécanique en service		
Géométrie	Traitement de surface	Objectif
 Pion parallélépipédique	Grenailé	Evaluer l'évolution des contraintes résiduelles et de l'écrouissage induit par grenailage après sollicitation thermique à 550°C
 Eprouvette cylindrique lisse	Grenailé	Evaluer l'évolution des contraintes résiduelles et de l'écrouissage induit par grenailage après sollicitation mécanique à 20 et 550°C
	Non grenailé	Mettre en place la loi de comportement

Tableau II-2. Essais expérimentaux réalisés pour déterminer l'évolution du champ mécanique en service.

II.2.3 Evaluation de l'impact du champ mécanique relaxé sur la durée de vie en fatigue

La dernière étape du dimensionnement proposé Figure II-3 consiste à utiliser un modèle de durée de vie pour prédire l'impact du champ mécanique relaxé sur la durée de vie en fatigue. Il est donc nécessaire d'identifier ce modèle. Ceci fait l'objet du chapitre 6. Le principal verrou dans la détermination du modèle de fatigue réside dans sa capacité à traduire à la fois la durée de vie d'éprouvettes non grenillées et d'éprouvettes grenillées. Une campagne d'essais menée à 550°C sur des éprouvettes non grenillées et grenillées a été réalisée. Les géométries des éprouvettes testées sont présentées dans le Tableau II-3.

Les éprouvettes lisses permettent d'identifier un modèle de durée de vie déterministe en uniaxial. Trois rapports de charge sont investigués pour prendre en compte les effets de la contrainte moyenne sur la durée de vie. Les essais sont menés à une température constante de 550°C à déformation imposée. De plus, le choix d'un essai cyclique en triangle pour l'ensemble des essais permet de solliciter l'éprouvette à une vitesse de déformation constante, et donc de limiter l'effet de la viscosité du matériau qui vient s'ajouter pour un cycle de type sinus. La fréquence d'essai est de 10^{-3} s^{-1} pour ces essais.

Il a été expliqué dans le chapitre 1 que, dans le cas où les éprouvettes sont sollicitées de façon uniaxiale sur des éprouvettes cylindriques de fatigue, le grenailage a un effet bénéfique sur la durée de vie uniquement en présence de concentration de contraintes. Il est donc décidé d'évaluer l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue en utilisant des éprouvettes à concentration de contraintes cylindriques.

Il a été observé dans la littérature que l'Inconel 718 était sensible à l'effet de volume et que la présence de concentration de contraintes pouvait induire des effets d'entaille et donc avoir une influence sur la durée de vie en fatigue (voir chapitre 1). La réalisation d'essais sur éprouvettes à concentration de contraintes telles qu'envisagé est donc susceptible de conduire à ces effets. Il est donc primordial d'évaluer leur présence. Pour ces raisons, deux géométries différentes d'éprouvettes à K_t sont utilisées. On rappelle que le coefficient de concentration de contrainte est défini comme le rapport entre la contrainte locale maximale (calculée en élasticité) σ_{max} et la contrainte nominale σ_{nom} , qui serait présente sur une pièce fictive dans laquelle on aurait supprimé la concentration des contraintes pour la ramener à sa section réduite $S_{réduite}$.

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \text{ avec } \sigma_{nom} = \frac{F}{S_{réduite}} \quad \text{Eq. II-1}$$

Les deux valeurs de K_t sélectionnées (1,32 et 1,6) permettent d'avoir un gradient de la contrainte de Von Mises bien différent, comme le montre la Figure II-5. L'éprouvette présentant la plus faible concentration de contraintes possède un gradient de contrainte de Von Mises relativement faible. Les effets d'entaille seront ainsi relativement faibles sur cette géométrie d'éprouvette. Elle peut donc permettre d'évaluer les effets de volume. Dans le même temps, l'éprouvette présentant la plus forte concentration de contraintes est susceptible de présenter les deux effets puisque le gradient de contrainte de Von Mises est plus prononcé. Une fois l'effet de volume identifié à partir de l'éprouvette possédant le K_t le plus faible, il peut alors être possible d'identifier les effets d'entaille grâce à cette géométrie.

Les essais sur éprouvettes cylindriques lisses et à concentration de contraintes sont réalisés à l'Onera sur une machine de fatigue MTS dont la capacité est 66000 Newtons en température. Le pilotage des essais sur éprouvettes à concentration de contraintes est effectué en force avec un rapport de charge nul et une fréquence de 15 Hz.

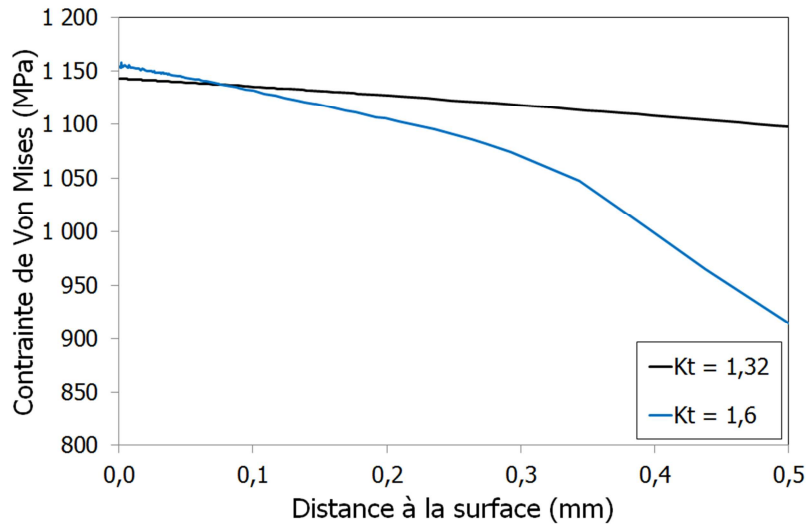


Figure II-5. Calcul éléments finis d'une étude préliminaire. Gradient de contrainte de Von Mises pour les éprouvettes à concentration de contraintes obtenue en fond d'entaille pour des valeurs de K_t égales à 1,32 et 1,6.

De plus, quelques essais de flexion sont également réalisés afin de valider la méthodologie. Les éprouvettes de flexion ont pour but de solliciter préférentiellement la surface et donc d'évaluer précisément l'impact du grenailage sur la tenue en fatigue en termes de durée de vie. Elles représentent donc, a priori, une géométrie idéale pour évaluer l'impact du grenailage sur la durée de vie et ainsi valider le modèle de fatigue.

Ces essais ont été réalisés par Safran Aircraft Engines. Pour cela, un montage permettant de réaliser les essais de flexion, localement en traction compression alternée, en température, est utilisé. Un chauffage par induction est appliqué. A noter que le montage a été créé afin de permettre au dispositif induction de suivre la flèche de l'éprouvette au cours de l'essai. Ceci permet de garantir une température comprise entre 540 et 560°C. Un système de couteaux permettant d'évaluer la flèche durant l'essai est utilisé pour piloter l'essai via l'utilisation d'un asservissement. Le rapport de charge imposé est égal à -1. Etant donné la flèche importante obtenue durant l'essai, une fréquence maximale de 1 Hz peut être imposée. De ce fait les essais sont relativement longs puisqu'il faut alors plus de dix jours pour atteindre une durée de vie en fatigue de 10^6 cycles. Une photo du montage est présentée Figure II-6.

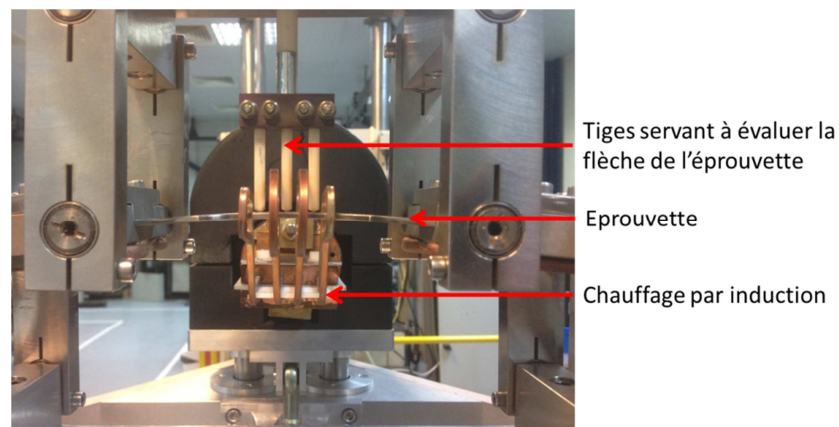
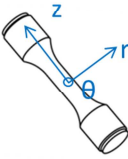
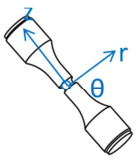
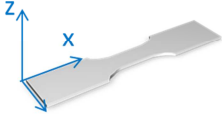


Figure II-6. Montage de flexion utilisé pour réaliser les essais sur le site de Safran Aircraft Engines de Villaroche.

Impact du champ mécanique relaxé sur la durée de vie en fatigue		
Géométrie	Traitement de surface	Objectif
 <i>Eprouvette cylindrique lisse</i>	Non grenailé	Etablir le modèle de durée de vie
 <i>Eprouvette cylindrique à concentration de contraintes</i>	Non grenailé	Déterminer l'impact des effets d'échelle et d'entaille sur la durée de vie en fatigue
	Grenailé	Evaluer l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue
 <i>Eprouvette de flexion macroscopique</i>	Grenailé	Evaluer l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue

Chapitre 6

Tableau II-3. Essais expérimentaux réalisés pour évaluer l'impact du champ mécanique relaxé sur la durée de vie en fatigue.

II.3 Paramètres microstructuraux introduits dans la chaîne de dimensionnement

A ce stade, aucune précision n'a été apportée concernant la prise en compte des effets microstructuraux dans la modélisation. Or, on rappelle que l'un des objectifs pour déterminer l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue de pièces complexes est d'introduire l'influence de la microstructure dans le chaînage (Figure II-3). Compte tenu de l'influence marquée de la taille des grains et des précipités durcissants sur le comportement et la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718 (voir chapitre 1), leur prise en compte dans le dimensionnement en fatigue de structures grenillées en Inconel 718 a été étudiée.

Certaines caractéristiques microstructurales étant directement liées aux étapes de fabrication des pièces de turbine HP et à leur forme, des analyses microstructurales sont réalisées afin d'évaluer la possibilité d'établir les modèles de comportement et de fatigue directement à partir d'une pièce standard. Le groupe Safran a donc fourni un disque de turbine HP dans lequel l'ensemble des prélèvements est réalisé. L'Inconel 718 issu du disque de turbine correspond à un état Direct Aged (DA).

II.3.1 Analyse de la microstructure de l'Inconel 718 DA

Une analyse EBSD a permis de déterminer la taille des grains sur plusieurs échantillons. La Figure II-7 montre la distribution de la taille des grains de trois microstructures issues de trois zones du disque fourni. Le trait pointillé noir détermine la valeur moyenne tandis que le trait en pointillé rouge représente la valeur en-dessous de laquelle on retrouve 90 % des grains observés. L'étude de ce paramètre permet d'évaluer la dispersion en taille des grains de la microstructure. Les trois histogrammes montrent une diminution du nombre de grains lorsque leur taille augmente. Pour les trois zones de prélèvement, la taille moyenne des grains est de l'ordre de 6 μm , avec près de 90 % des grains qui possèdent une taille inférieure à 13 μm .

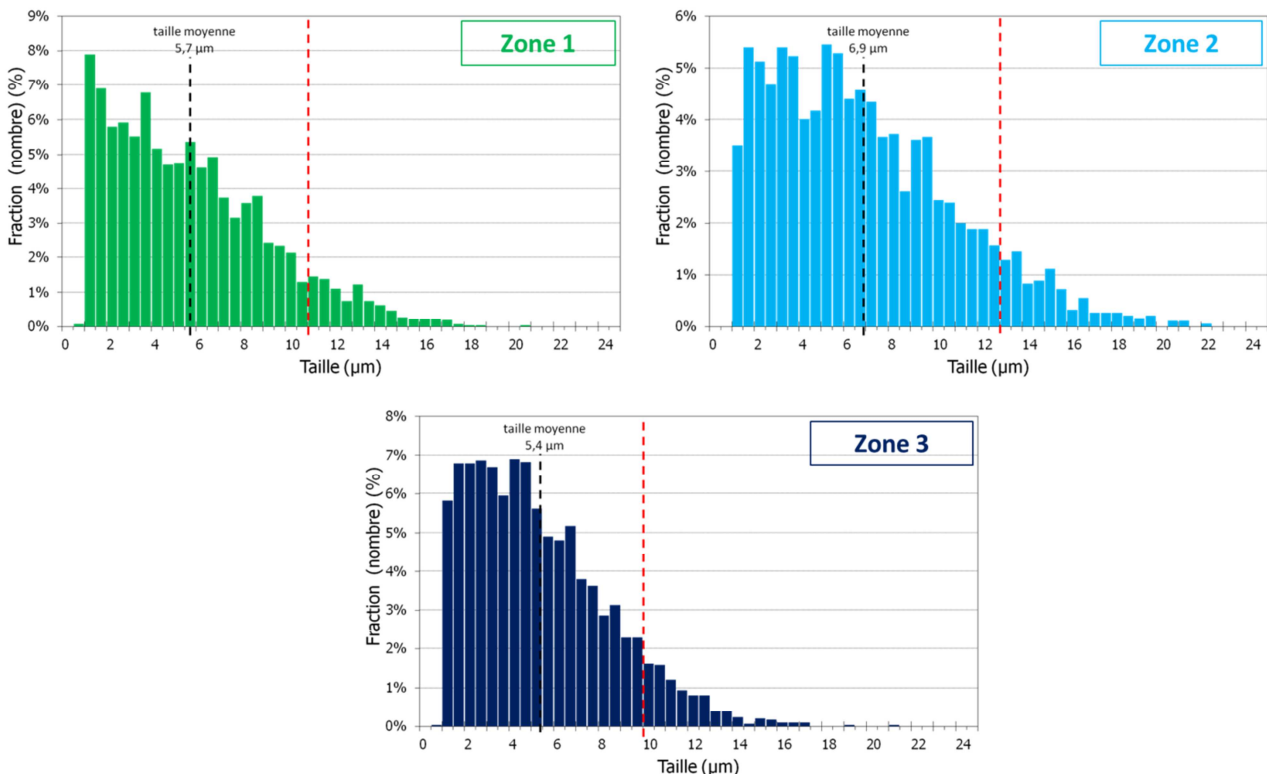


Figure II-7. Histogramme de distribution des tailles de grains des microstructures initiales.

Des clichés MEB ont été réalisés afin de déterminer la taille et la fraction surfacique des précipités durcissants γ' et γ'' . Cependant, leur détermination à l'aide des outils utilisés s'est avérée impossible. Les précipités sont tellement petits que l'on arrive à la limite de la résolution du MEB disponible à l'ONERA. Des attaques chimiques permettent d'améliorer la qualité des images mais sont malheureusement insuffisantes pour réaliser une quantification précise de ces précipités durcissants. Cependant, les données de la littérature nous indiquent que pour un état Direct Aged, la taille des précipités durcissants est de l'ordre de quelques dizaines de nanomètres, ce qui est cohérent avec les clichés MEB réalisés dans cette étude et exposés dans le Tableau II-4 page 61.

La phase δ peut également avoir une influence sur le comportement et la durée de vie en fatigue, elle est donc également caractérisée. Pour connaître de façon précise la proportion et la taille des précipités δ , une quantification est réalisée à partir d'images grand champ prises au MEB. Les images grand champ acquises au MEB sont binarisées afin d'intensifier les différences de niveaux de gris entre la matrice et les précipités.

Cette analyse d'image permet d'obtenir notamment la fraction surfacique de la phase δ .

Pour savoir s'il existe une orientation préférentielle des précipités de phase δ , il est possible de classifier les précipités en fonction de l'angle que fait l'axe majeur des précipités avec l'horizontale (Figure II-8). Une autre image binaire peut ensuite être créée en prenant en compte seulement les précipités dont l'angle est compris dans un intervalle que l'on définit pour mettre en évidence cette orientation préférentielle (Figure II-9).

Afin d'analyser les évolutions morphologiques de la phase δ , un critère géométrique pour différencier les précipités globulaires des précipités aciculaires (aiguilles) est utilisé. Après plusieurs essais, il a semblé pertinent de prendre un critère d'élongation égal à 0,9 pour déterminer la morphologie de la phase δ (Figure II-10). Les précipités dont l'élongation est inférieure à 0,9 sont considérés comme globulaires ; au-dessus de cette valeur, les précipités sont considérés comme aciculaires.

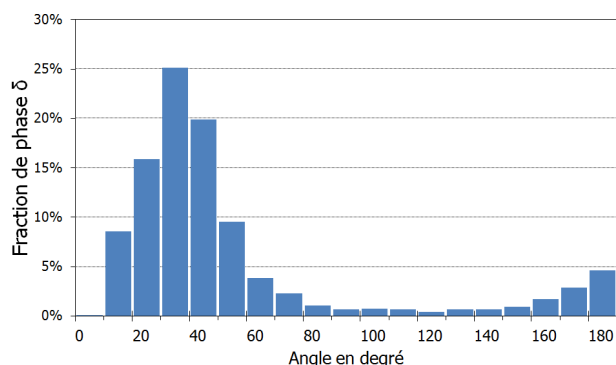


Figure II-8. Histogramme de l'orientation de la phase δ .

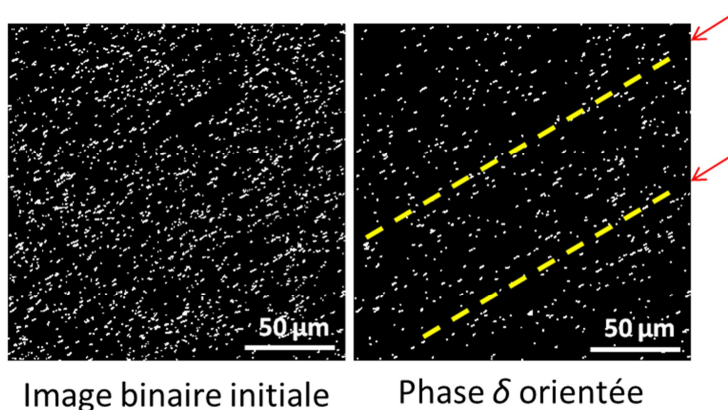


Figure II-9. Orientation préférentielle de la phase δ .

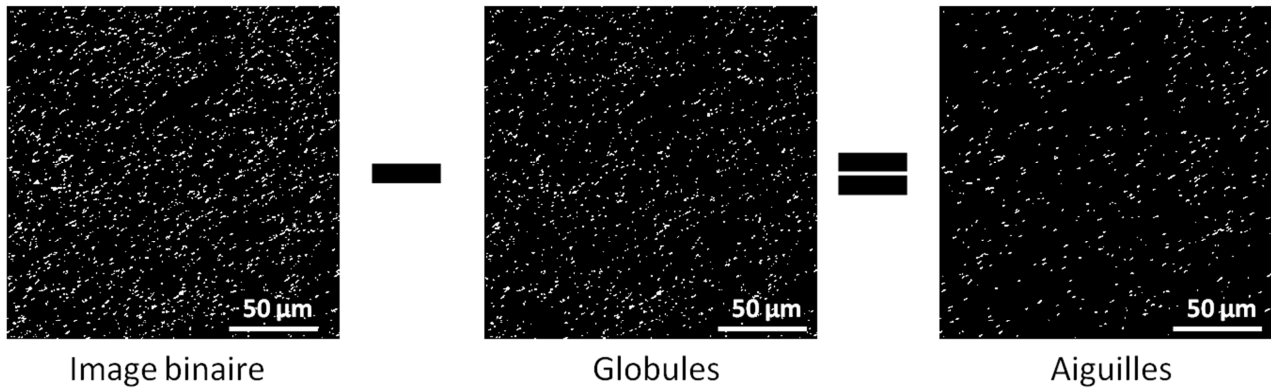


Figure II-10. Analyse d'image : distinction des globules et des aiguilles.

Il apparaît de ces analyses que la fraction surfacique de la phase δ est comprise entre 2 et 2,9 % pour les trois zones de prélèvement. De plus, la répartition morphologique est similaire pour les trois zones, avec une proportion d'aiguilles de l'ordre de 40 % et une proportion de globules de l'ordre de 60 %.

Les échantillons analysés contiennent également un nombre important de nitrures et de carbures. Ces inclusions peuvent favoriser l'amorçage puisqu'elles présentent une taille comprise entre 5 et 10 μm , ce qui est du même ordre de grandeur que la taille des grains observée dans les trois zones de prélèvement. La Figure II-11 (a et b) montre la structure d'un carbure et d'un nitrure. De plus, les observations optiques montrent que les carbures sont souvent alignés dans une direction préférentielle liée au fibrage¹ de la pièce (Figure II-11.c).

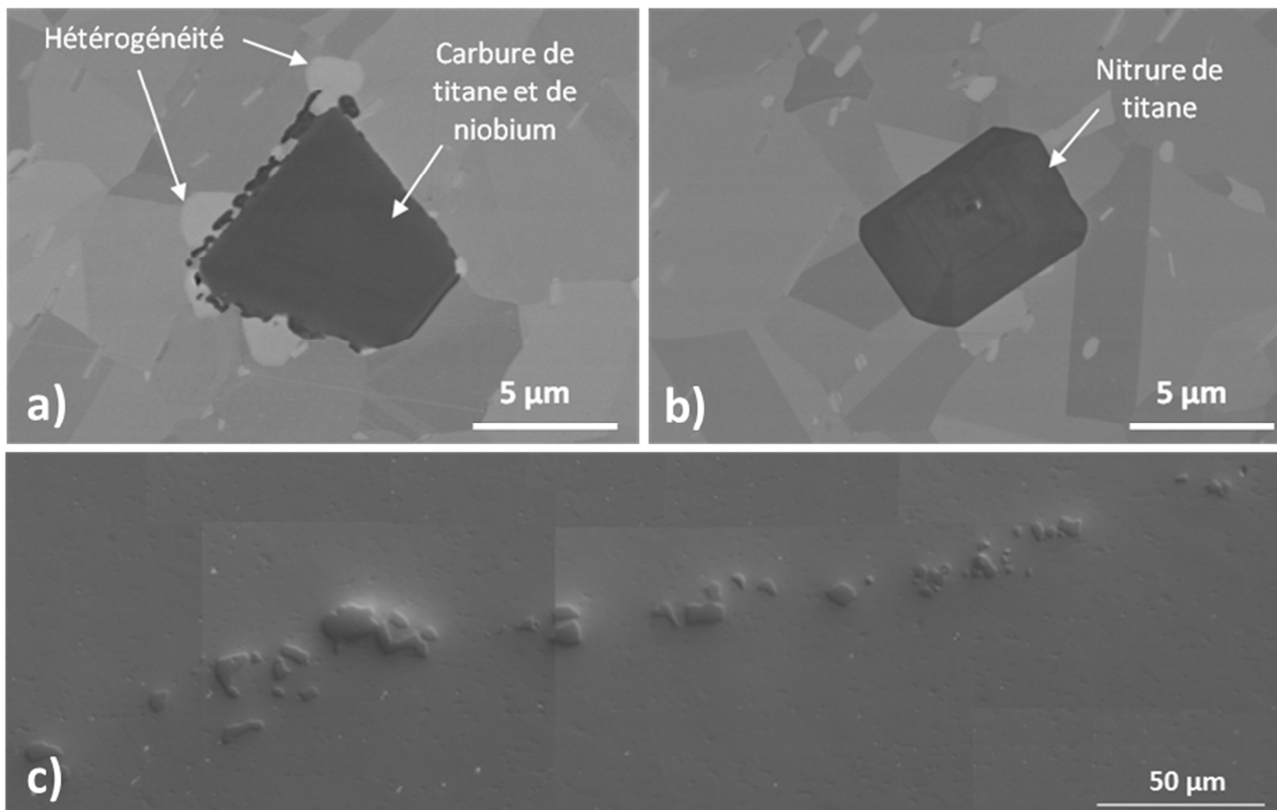


Figure II-11. a) et b) : clichés MEB de carbure et nitrure respectivement ; c) alignement de carbures observé en microscopie optique.

¹ Le fibrage correspond à la trace de l'écoulement de matière induit par le procédé de fabrication.

Il faut également noter la présence de zones micrométriques, nettement visibles en Microscopie Electronique à Balayage, qui apparaissent en blanc en mode BSE (Figure II-12). Il s'agit de zones très enrichies en niobium. Comme pour les carbures et les nitrures, leur taille est souvent supérieure à celle des grains. Ces hétérogénéités peuvent être, de ce fait, des sites d'amorçages préférentiels en fatigue.

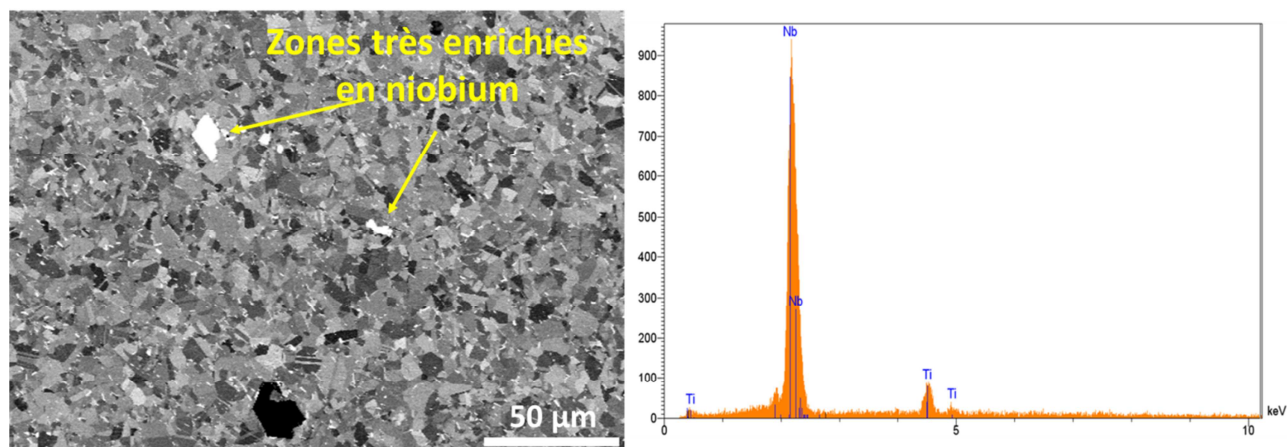


Figure II-12. Cliché MEB grand champ d'une microstructure type et analyse EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) des hétérogénéités. Détection d'hétérogénéités chimiques qui montre la présence importante de niobium.

Bilan de l'analyse de la microstructure de l'Inconel 718 DA

Les analyses microstructurales réalisées dans les différentes zones du disque montrent de faibles hétérogénéités en termes de taille de grains, de fraction surfacique de phase δ ou encore de taille de précipités durcissants. Ces faibles différences peuvent tout de même avoir des effets importants sur le comportement notamment (voir chapitre 1).

De plus, il n'existe pas à notre connaissance, dans la littérature, d'étude concernant l'impact d'une modification microstructurale sur la durée de vie de pièces grenillées. Il semble donc pertinent d'étudier cet aspect afin de déterminer si une modification de la microstructure a le même impact sur une pièce grenillée et sur une pièce non grenillée. Une des clés pour prendre efficacement en compte les effets microstructuraux dans les modèles est d'utiliser des microstructures nettement différenciables appelées microstructures modèles.

Comme expliqué au chapitre 1, une fois le disque forgé, il est encore possible de modifier la microstructure de l'alliage 718 à l'aide de traitement thermique. Il est donc proposé d'établir des microstructures modèles en utilisant cette caractéristique. Compte tenu de l'influence marquée de la taille des grains et des précipités durcissants sur le comportement et la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718, il a été décidé d'évaluer l'impact de ces deux paramètres. Dans la suite de ce travail, **la microstructure dite de référence correspond à l'Inconel 718 Direct Aged directement issu du disque de turbine**. Des traitements thermiques spécifiques permettant d'obtenir deux microstructures distinctes ont donc été mis aux points.

II.3.2 Création de microstructures modèles

II.3.2.1 Traitement thermique de grossissement des grains

Le traitement thermique proposé Figure II-13 permet d'obtenir des grains ayant une taille d'environ 40 μm . La mise en solution à 1040°C implique la dissolution de la phase δ . Ainsi, les joints de grains, qui ne sont plus ancrés par les précipités δ , deviennent mobiles, et un grossissement significatif de la microstructure est observé.

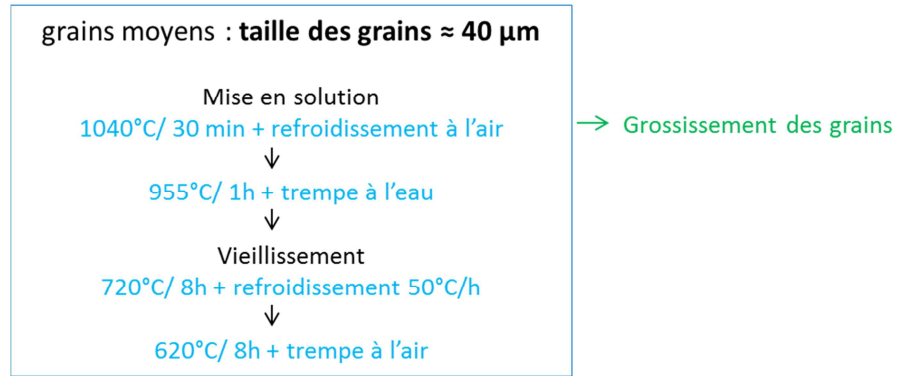


Figure II-13. Traitement thermique de grossissement des grains.

Le palier de recuit à 955°C pendant 1h permet de faire re-précipiter la phase δ , dont la majorité aura été dissoute pendant la mise en solution. Ainsi, la fraction volumique de phase δ ne devrait pas beaucoup différer de celle de la microstructure initiale. De la même manière, des paliers de vieillissement identiques à ceux du traitement Direct Aged sont appliqués, de sorte à obtenir une fraction volumique et une taille des phases γ' et γ'' similaires à celle de la microstructure initiale. On notera que l'étape de mise en solution induit une réduction significative voire totale de l'écrouissage résiduel, hérité des étapes de forgeage. **On obtient ainsi une microstructure dite à gros grains.**

II.3.2.2 Coalescence des précipités durcissants γ' et γ''

Le second traitement thermique proposé et présenté Figure II-14 vise à obtenir des précipités γ' de 50 nm et des précipités γ'' de 100 à 300 nm.

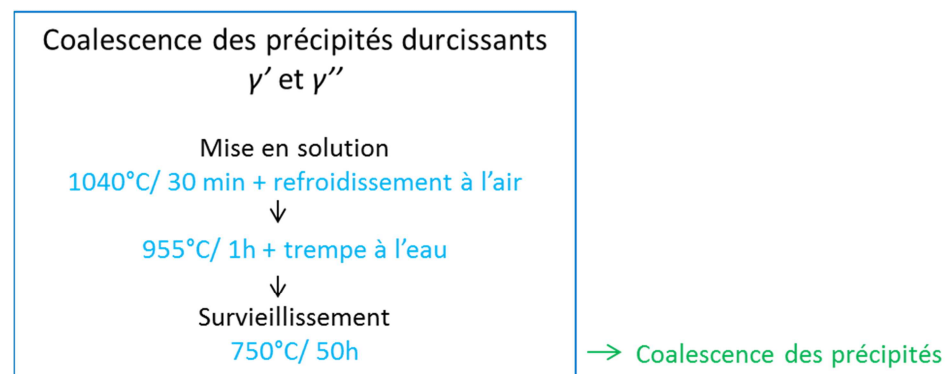


Figure II-14. Traitement thermique de grossissement des précipités durcissants.

L'étape de survieillissement à 750°C pendant 50h induit un grossissement des précipités durcissants. On pourrait se passer des deux autres étapes de mise en solution et de re-précipitation de la phase δ si l'on voulait seulement faire grossir les précipités durcissants. Cependant, les données en fatigue obtenues dans la littérature indiquent que pour de faibles tailles de grains, typiquement celles induites par le traitement Direct Aged, l'amorçage peut avoir lieu sur inclusion. Auquel cas, l'effet d'une modification de la microstructure intragranulaire risque de ne pas être complètement évalué. Il apparaît donc nécessaire

d'augmenter la taille des grains jusqu'à une taille supérieure à celle des inclusions (carbures et nitrures) : l'amorçage se fera alors préférentiellement sur grain, maximisant alors l'effet de la modification de la microstructure intragranulaire.

Pour analyser finement les effets de taille des grains et de taille des précipités durcissants, il a été décidé de ne modifier qu'un seul paramètre à la fois. Il a donc été choisi de faire grossir les grains jusqu'à une taille de 40 μm , comme pour le traitement thermique précédent. Ainsi, il sera possible d'évaluer indépendamment l'effet de la taille des grains et de la taille des précipités durcissants sur les propriétés mécaniques. Ce traitement thermique permet donc de faire grossir significativement la taille des précipités, et induit également un grossissement des grains. L'écroûissage résiduel issu du forgeage est à nouveau diminué. **On obtient ainsi une microstructure dite à gros grains et gros précipités.**

Les deux microstructures ainsi générées exacerbent les différences de microstructure qui peuvent être observées dans le disque. Elles sont appelées microstructures « modèles » dans la suite de ce travail.

II.3.3 Caractéristiques des différentes microstructures étudiées

Les deux traitements thermiques étant à présent mis au point, une comparaison des différentes microstructures est réalisée afin de valider la démarche consistant à modifier la microstructure issue du disque de turbine pour être capable d'évaluer l'influence de la taille des grains et celle des précipités durcissants. Le Tableau II-4 regroupe les caractéristiques moyennes des trois microstructures finalement étudiées. Son analyse montre que les traitements thermiques appliqués permettent d'obtenir les microstructures souhaitées. La microstructure à gros grains présente des grains dont la taille moyenne est de 35 μm . De plus, on constate que les précipités durcissants n'ont pas grossi. La taille moyenne des grains de la microstructure à gros grains et gros précipités est de 37 μm , donc très proche de la microstructure à gros grains. La taille des précipités durcissants est d'environ 100 nm, valeur bien supérieure à celle des précipités des deux autres microstructures.

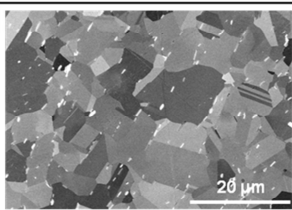
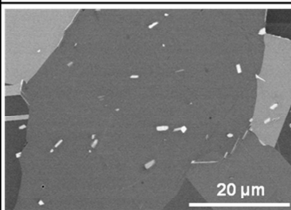
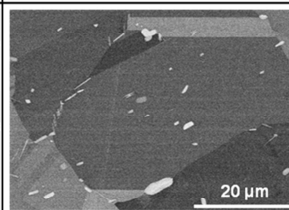
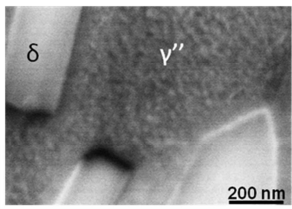
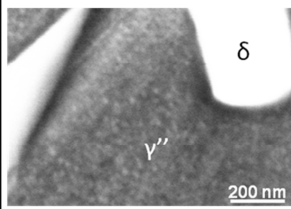
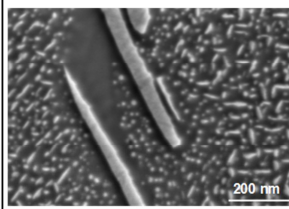
	Direct Aged	Microstructure à gros grains	Microstructure à gros grains et gros précipités
Grains			
Précipités durcissants			
Taille moyenne des grains (μm)	6	35	37
Taille des précipités durcissants (nm)	10 – 20	10 – 20	~ 100
Fraction surfacique de phase δ	2,3 %	1,4 %	1,7 %
Morphologie de la phase δ	43 % d'aiguilles 57 % de globules	36 % d'aiguilles 64 % de globules	41 % d'aiguilles 59 % de globules

Tableau II-4. Comparaison des microstructures de l'étude.

La Figure II-15 présente un exemple d'histogrammes de distribution des tailles de grains obtenus pour les deux microstructures modèles. Ces figures nous indiquent que les deux nouvelles microstructures ont une distribution de taille de grains similaire, avec près de 90 % de leurs grains dont la taille est inférieure à 65 μm pour les deux microstructures. Il semble donc possible d'identifier l'influence de la taille des précipités durcissants en comparant les propriétés mécaniques de ces deux microstructures.

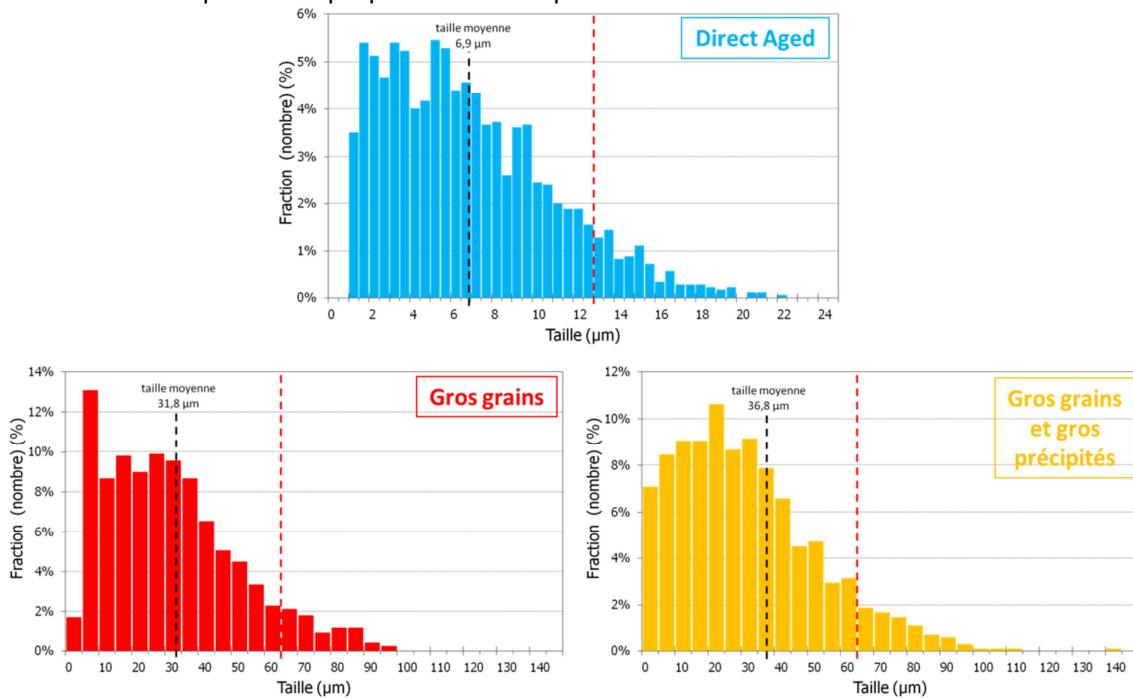


Figure II-15. Histogramme de distribution des tailles de grains des microstructures modifiées en comparaison de la microstructure DA.

La proportion de phase δ des microstructures modèles est comprise entre 1,4 et 1,7 %, valeur qui reste du même ordre de grandeur que pour la microstructure de référence (2,3 %). La proportion d'aiguilles et de globules est également équivalente par rapport à la microstructure de référence. Ces différences devraient avoir peu d'impact sur le comportement du matériau. En revanche, la Figure II-16 met en avant une différence considérable concernant la morphologie des aiguilles de la phase δ : les microstructures modifiées présentent un affinement extrême des aiguilles. De plus, alors que les précipités δ sont répartis de manière homogène dans la microstructure initiale, on voit une localisation marquée des aiguilles de la phase δ au niveau des joints de grains des microstructures modifiées. De ce fait, cette répartition pourrait être néfaste pour la tenue en fatigue du matériau, les aiguilles ne s'opposant pas à la propagation des fissures (voir chapitre 1).

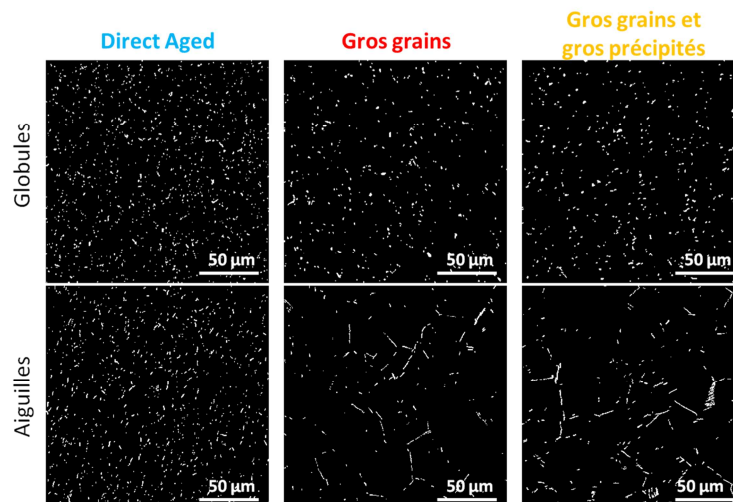


Figure II-16. Images de quantification de la phase δ des microstructures modèles.

II.3.4 Conséquence sur la démarche de la thèse

La démarche présentée jusqu'à présent s'applique en grande partie aux trois microstructures. Cependant, pour une question de temps, l'ensemble des essais a été effectué en priorité sur la microstructure de référence directement issue du disque.

Etude du champ mécanique induit par grenailage

Le champ mécanique résultant du grenailage est étudié pour les trois microstructures de l'étude.

Les verrous concernant la détermination précise de l'écroissage étant présents pour les trois microstructures, il est nécessaire d'appliquer la même méthodologie de calibration de l'écroissage pour chacune des trois microstructures. Cette calibration permet alors la comparaison directe de l'écroissage induit par grenailage pour les trois microstructures et représente un aspect original du travail qui est présenté dans ce manuscrit.

Afin de limiter le nombre d'essais et d'analyse, la méthodologie permettant d'établir le lien entre l'écroissage et les variables de la loi de comportement est mise en place essentiellement à partir de la microstructure issue du disque.

Détermination de l'évolution du champ mécanique en service

La relaxation des contraintes résiduelles sous chargement thermique est évaluée pour les trois microstructures. Cette étude permet de mieux évaluer l'influence de l'écroissage induit par grenailage sur la relaxation thermique des contraintes résiduelles.

En revanche, concernant l'étude de la relaxation mécanique des contraintes résiduelles et de l'écroissage, pour des raisons de temps, seules deux microstructures sont étudiées : la microstructure issue du disque et la microstructure à gros grains. On vient donc ici évaluer l'impact de la taille des grains (à priori plus marqué par rapport à la taille des précipités durcissants) sur la relaxation mécanique des contraintes résiduelles.

Les essais destinés à établir une loi de comportement sont réalisés pour les trois microstructures de l'étude. Le formalisme est établi à partir des essais réalisés sur les éprouvettes directement issues du disque et une identification des paramètres de la loi de comportement en accord avec les évolutions microstructurales induites par les traitements thermiques est ensuite proposée.

Evaluation de l'impact du champ mécanique relaxé sur la durée de vie en fatigue

Finalement, compte tenu de l'influence plus marquée de la taille des grains par rapport à la taille des précipités durcissants sur la durée de vie en fatigue et du temps nécessaire à la réalisation des essais, il a été décidé d'effectuer les essais de fatigue uniquement sur la microstructure issue du disque et la microstructure à gros grains. L'impact d'une modification de la taille des grains peut être ainsi discutée vis-à-vis de l'impact sur la durée de vie en fatigue de structures grenillées.

La démarche concernant la prise en compte la microstructure a maintenant été établie. Il est à présent nécessaire de définir les conditions de grenailage utilisées et les protocoles mis en place pour grenailler les éprouvettes afin d'être représentatif de ce que les pièces sont susceptibles de subir dans le domaine industriel.

II.4 Grenailage des éprouvettes

Pour mettre en place la chaîne de dimensionnement, il est proposé d'investiguer deux conditions de grenailage choisies de telles sortes qu'elles soient représentatives du grenailage pratiqué en industrie, et suffisamment différentes pour couvrir une large gamme de conditions de grenailage. En tenant compte de ces caractéristiques, le grenailage des éprouvettes a été réalisé à l'Institut de Recherche Technologique M2P à l'aide d'une grenailleuse à buse selon les deux modalités suivantes :

G1 = BA300D | F12-13A | 125 %

G2 = BA300D | F22-23A | 200 %

Des billes en acier ayant un diamètre de 300 μm sont utilisées pour les deux conditions de grenailage. En revanche, l'intensité et le recouvrement sont différents pour les deux modalités de grenailage. Etant donné les valeurs de recouvrement pratiquées ($>100\%$), ce paramètre devrait avoir un faible impact sur le champ mécanique obtenu après grenailage. En revanche, la différence d'intensité devrait permettre d'introduire des contraintes résiduelles et un écrouissage différent à la surface des éprouvettes. La profondeur affectée par le grenailage devrait également être impactée par l'intensité pratiquée.

Comme présenté précédemment, différentes géométries d'éprouvettes sont utilisées pour pouvoir répondre à la problématique. Ces éprouvettes peuvent être classées en deux grandes catégories : les éprouvettes dont la surface est plane et les éprouvettes dont la surface est courbée (éprouvettes cylindriques). La géométrie de ces éprouvettes ayant une incidence sur la façon de les grenailier, des protocoles ont été mis en place en conséquence.

II.4.1 Grenailage d'éprouvettes dont la surface grenailée est plane

Le grenailage sur des éprouvettes plates est relativement simple. Les éprouvettes sont fixées face à la buse. Cette dernière parcourt un trajet vertical en faisant un aller-retour du bas vers le haut de l'éprouvette. Ce mouvement définit un cycle de grenailage. Le nombre de cycles de grenailage est fonction du recouvrement sélectionné. Pour évaluer le recouvrement, une image de la surface du matériau est prise par microscopie optique tous les N cycles de grenailage. Une analyse des différentes images permet alors de définir quand le matériau atteint une certaine valeur de recouvrement. Les échantillons sont initialement polis mécaniquement afin d'obtenir une surface polie miroir ($R_a < 0,2\ \mu\text{m}$) qui apparaît noire sur l'image optique. Lorsqu'un impact intervient, la surface n'est plus plane. Ceci conduit au réfléchissement de la lumière et permet donc la visualisation de l'impact sur l'image. Les images sont alors binarisées afin d'identifier deux zones : blanches et noires, respectivement caractéristiques de la surface non grenailée et grenailée. La Figure II-17 compare des images obtenues avant et après seuillage. Sur l'image binarisée les zones blanches représentent les zones non impactées. Il est alors possible d'évaluer le pourcentage de surface impactée par le grenailage.

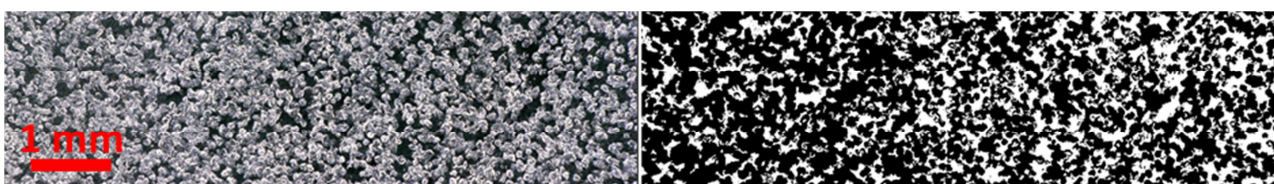


Figure II-17. Comparaison d'une image avant et après seuillage.

La Figure II-18 présente l'évolution du recouvrement estimé par analyse d'images en fonction du nombre de cycles pour les deux grenailages : (a) intensité Almen 12-13 A, (b) intensité Almen 22-23 A. L'évolution du recouvrement pour les microstructures à gros grains et gros grains et gros précipités est sensiblement la même, et ceci pour les deux conditions de grenailage. En revanche, le nombre de cycles pour atteindre un recouvrement proche de 100 % est plus important concernant la microstructure issue directement du disque de turbine.

La réalisation du traitement thermique a eu deux effets, la réduction de l'écroûissage induit lors du forgeage et une modification de la microstructure. Ces deux effets induisent une diminution de la limite d'élasticité du matériau et donc une dureté plus faible pour les deux microstructures modèles par rapport à la microstructure issue du disque de turbine. Ces microstructures présentent alors une taille d'empreinte après un impact plus importante. Il est donc nécessaire de réaliser moins de cycles de grenailage pour atteindre un recouvrement identique à la microstructure DA.

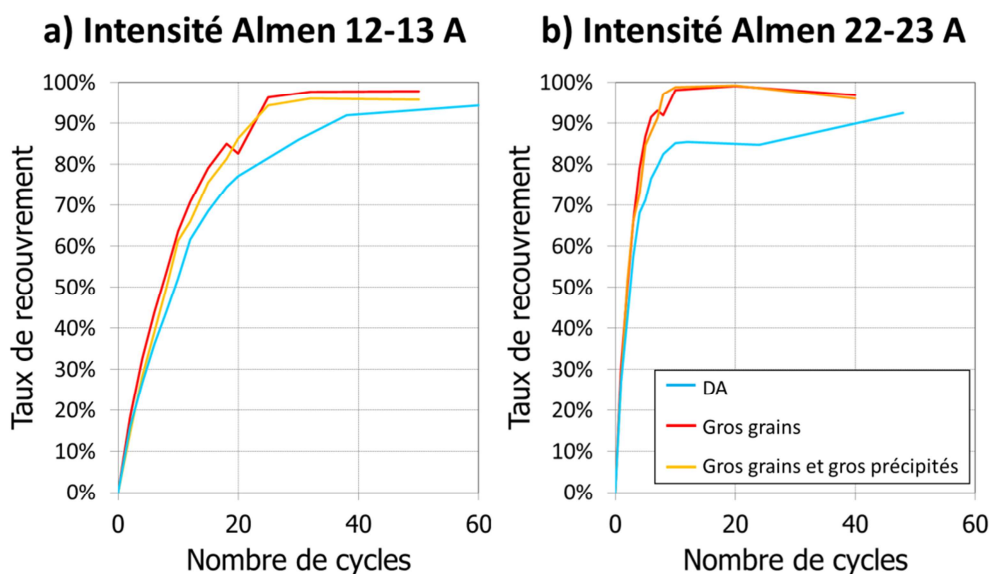


Figure II-18. Evolution du recouvrement, estimé par analyse d'images en fonction du nombre de cycles, pour les deux intensités de grenailage appliquées.

Dans le cas où les éprouvettes sont grenillées sur les deux faces opposées, un grenillage complet est réalisé sur une face puis l'éprouvette est retournée pour réaliser le même traitement sur la surface opposée.

II.4.2 Grenillage d'éprouvettes cylindriques

Le grenillage d'éprouvettes cylindriques diffère par rapport au grenillage d'éprouvettes plates. L'éprouvette cylindrique est placée au centre d'une platine qui tourne sur elle-même. L'IRT-M2P a mis au point un protocole pour traiter la pièce, dont le principe est représenté Figure II-19. Les paramètres sont : la pression, le débit, la vitesse de rotation de la table et le temps d'attente entre chaque passe. Le choix de ces paramètres permet de répondre à plusieurs critères. La surface doit être traitée de façon homogène de bas en haut sur tout le périmètre du cylindre. Le recouvrement doit évoluer suffisamment lentement en fonction du nombre de tours de la platine pour pouvoir contrôler son évolution. Il ne faut pas, par exemple, passer de 50 % à 100 % de recouvrement en un seul tour. Enfin, il est nécessaire de s'assurer que le traitement de surface ne crée pas de bourrelets le long du cylindre.

Les paramètres finalement sélectionnés permettent de réaliser quatre allers-retours de la buse, de haut en bas, comme le montre le schéma ci-dessous. A titre d'exemple, 18 tours sont nécessaires pour atteindre la condition de grenillage G2 pour la microstructure DA et 14 pour les deux microstructures modèles.

De plus, il faut noter que les éprouvettes à concentration de contraintes sont grenillées en suivant exactement le même protocole que les éprouvettes cylindriques lisses.

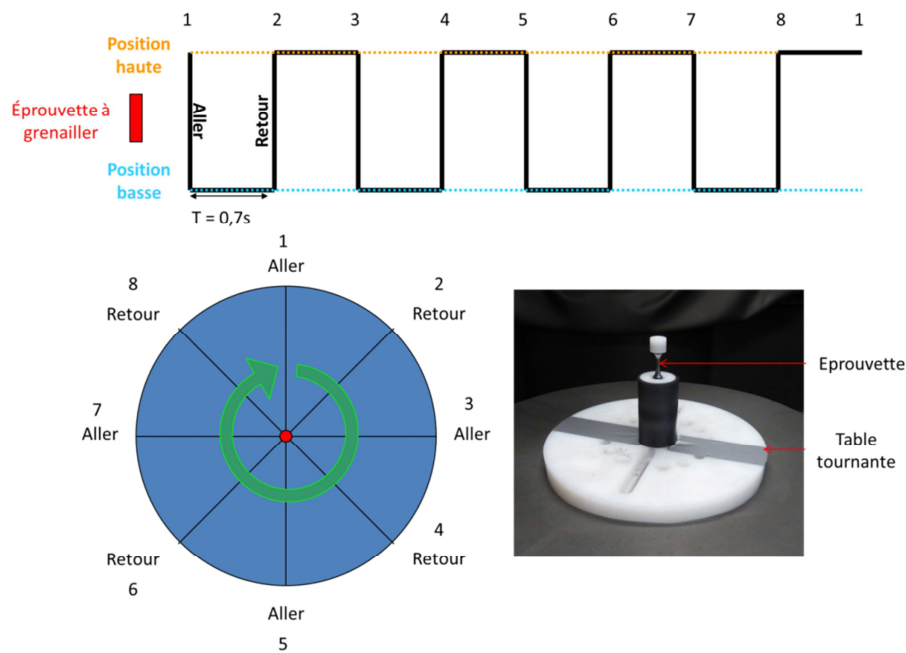


Figure II-19. Schéma de principe et photo du grenailage sur éprouvette cylindrique.

II.4.3 Conséquences sur la démarche de la thèse

Etude du champ mécanique induit par grenailage

Ayant défini deux conditions de grenailage à investiguer, il est nécessaire d'évaluer leur influence sur le champ mécanique. Les mesures par DRX sont réalisées sur les pions parallélépipédiques.

De plus, bien qu'une mise au point du procédé ait été effectuée pour obtenir des conditions de grenailage similaires entre les différentes formes d'éprouvette, il est fort probable que les conditions choisies ne conduisent pas à des traitements totalement équivalents. Aussi, de par la taille et la nature des éprouvettes testées, il est attendu que le ré-équilibrage soit différent d'une géométrie à l'autre. De ce fait, une campagne expérimentale permettant de déterminer les champs mécaniques sur les différentes géométries des éprouvettes grenillées est effectuée, afin de les comparer et d'avoir des données permettant d'alimenter la partie concernant l'introduction du champ mécanique sur une structure.

Détermination de l'évolution du champ mécanique en service

Les deux conditions de grenailage sont également appliquées pour évaluer la relaxation des contraintes résiduelles et de l'écrouissage sous sollicitation thermique. En effet, les profils de contraintes résiduelles attendus étant différents, l'étude de l'impact de ces deux conditions de grenailage permet de définir plus précisément les mécanismes observés et notamment d'évaluer l'influence de l'écrouissage sur la relaxation thermique des contraintes résiduelles.

En revanche, pour limiter la matrice d'essais, il est décidé d'évaluer la relaxation des contraintes résiduelles et de l'écrouissage sous sollicitation cyclique uniquement pour la condition de grenailage G2 qui est la condition la plus intense. Les effets du grenailage devraient donc être plus marqués avec cette condition par rapport à la condition de grenailage G1.

Evaluation de l'impact du champ mécanique relaxé sur la durée de vie en fatigue

Finalement, les essais de fatigue étant longs, une seule condition de grenailage est appliquée pour évaluer l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue. Encore une fois, la condition de grenailage la plus intense, G2, est utilisée afin d'exacerber les effets du champ mécanique sur la durée de vie en fatigue.

II.5 Détail du plan de la thèse

Le plan de ce manuscrit de thèse s'inscrit dans la démarche globale proposée tout au long de ce chapitre.

Le chapitre 3 a pour objectif d'évaluer l'impact des paramètres microstructuraux et des conditions du grenailage sur les contraintes résiduelles et l'érouissage. Une première étape consiste à évaluer l'érouissage de façon quantitative, afin de comparer les différentes microstructures entre elles. Dans un deuxième temps, l'évolution des contraintes résiduelles sous diverses sollicitations est étudiée sur l'Inconel 718 DA. Finalement, l'étude de l'influence des paramètres microstructuraux sur la relaxation thermique des contraintes résiduelles et de l'érouissage est réalisée. L'ensemble des données expérimentales obtenues dans ce chapitre est utilisé pour établir ou valider les modèles développés dans les chapitres 4, 5 et 6.

Le chapitre 4 consiste à proposer un formalisme de loi de comportement et à identifier les paramètres permettant de traduire le comportement cyclique de l'Inconel 718 à 20°C et 550°C. Une fois le formalisme mis en place, une méthode d'identification des paramètres est proposée et appliquée à 550°C sur l'Inconel 718 Direct Aged. L'identification des paramètres à 20°C et la prise en compte des effets de microstructure sont ensuite réalisées en s'appuyant sur les résultats obtenus à 550°C pour l'Inconel 718 DA. Finalement, le modèle est testé en comparant les résultats de simulation de la relaxation des contraintes résiduelles sous chargements thermique et mécanique aux données expérimentales obtenues au chapitre 3.

Le chapitre 5 a pour nature à évaluer l'influence du grenailage sur le comportement et à déterminer le lien qui existe entre l'érouissage induit par grenailage et les variables internes de la loi de comportement. Une première étape consiste en l'étude de l'influence du grenailage sur le comportement de l'Inconel 718 par l'intermédiaire d'essais monotones de flexion 4 points *in situ* MEB. Ensuite, une étude couplant les données expérimentales et issues de la simulation est réalisée afin de définir s'il existe un lien entre l'érouissage induit par grenailage et les variables internes de la loi de comportement. Finalement, une méthodologie permettant d'initialiser les variables internes de la loi de comportement est mise en place en s'appuyant sur la simulation du procédé de grenailage proposée par Boyer dans sa thèse, pour prendre en compte l'érouissage induit par grenailage dans la chaîne de modélisation [Boyer, 2017].

Le chapitre 6 est dédié à l'analyse de la durée de vie en fatigue. Dans un premier temps, un modèle de fatigue est proposé et identifié à partir d'essais réalisés sur éprouvettes non grenillées. L'ensemble de la chaîne de dimensionnement, traditionnellement utilisée en bureau d'études, est alors appliquée afin de valider la modélisation du comportement et de la fatigue pour des éprouvettes à concentration de contraintes. Des essais de fatigue sur éprouvettes grenillées sont ensuite réalisés et comparés à la modélisation. Cette modélisation correspond alors à la chaîne de dimensionnement proposée Figure II-3. La validité de l'approche proposée est alors discutée.

Chapitre III Etude de l'influence des paramètres microstructuraux et des conditions de grenailage sur les contraintes résiduelles et l'érouissage

Ce chapitre comporte deux objectifs principaux. Le premier est de déterminer l'influence de la microstructure sur l'état mécanique (contraintes résiduelles et érouissage) après grenailage. Le second objectif est d'évaluer l'évolution des contraintes résiduelles et de l'érouissage induits par grenailage, sous sollicitation thermique et/ou mécanique. Ces résultats constitueront aussi une base de données conséquente pour la modélisation.

Une étape préliminaire est nécessaire pour répondre à ces objectifs : réaliser une calibration de l'érouissage, afin de pouvoir comparer les différentes microstructures entre elles en termes de déformation plastique équivalente, introduite lors du grenailage. A l'issue de cette calibration, les différentes techniques de mesure utilisées (DRX, EBSD et microdureté) sont comparées et discutées.

Sommaire

CHAPITRE III ETUDE DE L'INFLUENCE DES PARAMETRES MICROSTRUCTURAUX ET DES CONDITIONS DE GRENAILLAGE SUR LES CONTRAINTES RESIDUELLES ET L'ECROISSAGE **69**

III.1	CALIBRATION DE L'ECROISSAGE	72
III.1.1	DEMARCHE EMPLOYEE POUR EVALUER L'ECROISSAGE INDUIT PAR GRENAILLAGE	72
III.1.1.1	Essais de traction	73
III.1.1.2	Essais de compression	74
III.1.1.3	Essais complémentaires	74
III.1.2	RESULTATS OBTENUS POUR LES DIFFERENTES TECHNIQUES D'ANALYSES	75
III.1.2.1	Analyse EBSD	75
III.1.2.2	Analyse de dureté sous charge réduite	77
III.1.2.3	Analyse par diffraction des rayons X	78
III.1.3	COMPARAISON DES DIFFERENTES METHODES D'ANALYSES POUR EVALUER L'ECROISSAGE INDUIT PAR GRENAILLAGE	81
III.1.3.1	Que mesure-t-on ? Avec quelle technique ?	81
III.1.3.2	Quelle est l'influence de la microstructure sur les mesures ?	82
III.1.3.3	Comparaison des trois techniques de caractérisation et validation de la méthodologie	82
III.1.3.4	Bilan de la comparaison des méthodes	86
III.2	ETUDE DES CONTRAINTES RESIDUELLES ET DE L'ECROISSAGE SUR L'INCONEL 718 DA	87
III.2.1	APRES GRENAILLAGE	87
III.2.2	RELAXATION THERMIQUE	89
III.2.3	RELAXATION MECANIQUE	92
III.2.3.1	Résultats à 20°C	92
III.2.3.2	Résultats à 550°C	93
III.2.4	BILAN DE L'EVOLUTION DE L'ETAT MECANIQUE SOUS SOLLICITATION DE L'INCONEL 718 DA	95
III.3	COMPARAISON DES DIFFERENTES MICROSTRUCTURES	98
III.3.1	APRES GRENAILLAGE	98
III.3.2	RELAXATION THERMIQUE	99
III.3.3	RELAXATION MECANIQUE	103
III.4	CONCLUSION	106

Lorsque l'on souhaite évaluer l'impact du grenailage sur le comportement et la durée de vie en fatigue, la détermination des contraintes résiduelles et de l'érouissage induits par grenailage apparaît primordiale (voir chapitre 1). De ce fait, comme expliqué dans le chapitre 2, de nombreuses mesures ont été réalisées pour identifier les facteurs influençant les profils de contraintes résiduelles et d'érouissage suite au grenailage et après différentes sollicitations. Si la détermination des contraintes résiduelles à l'aide de la diffraction des rayons X, sur massif semi-infini, est relativement bien maîtrisée, la quantification de l'érouissage est plus délicate et nécessite la mise en place d'une étape de calibration qui est présentée dans la première section de ce chapitre.

Une matrice d'essais de l'ensemble des mesures réalisées par diffractions des rayons X pour évaluer les profils de contraintes résiduelles et d'érouissage est présentée en annexe page 248.

III.1 Calibration de l'érouissage

III.1.1 Démarche employée pour évaluer l'érouissage induit par grenailage

La fabrication d'un disque de turbine comporte différentes étapes qui vont conduire à l'introduction d'un érouissage du matériau. Parmi les différentes étapes, le forgeage induit un érouissage sur toute la structure de la pièce, alors que le grenailage introduit un érouissage uniquement en surface. L'influence de l'érouissage sur la relaxation thermique et mécanique des contraintes résiduelles apparaît importante (voir chapitre 1). Comme expliqué précédemment, l'érouissage est un terme qui peut être caractéristique de la déformation plastique introduite, de la déformation plastique cumulée, d'une modification de la limite d'élasticité du matériau ou encore d'une évolution des érouissages cinématiques et isotropes généralement introduits dans les modèles. Définir ce que représente l'érouissage induit par grenailage représente donc un enjeu important du travail pour permettre une bonne estimation de la durée de vie en fatigue.

La diffraction des rayons X, l'EBSID et la microdureté sont reconnues dans la littérature comme pouvant fournir une indication qualitative de l'érouissage. Les données de mesure obtenues avec chacune de ces techniques (largeur des pics de diffraction pour la DRX, désorientation intragranulaire KAM pour l'EBSID, et dureté Vickers pour la microdureté) peuvent, en outre, être reliées à l'érouissage au travers de relations phénoménologiques, dès lors qu'est mise en œuvre une étape préliminaire de calibration à l'aide d'essais instrumentés. Il est alors possible de confronter les trois techniques de mesures. L'originalité du travail proposé est d'utiliser ces trois techniques de caractérisation pour permettre une meilleure définition de l'érouissage induit par grenailage. Ce travail constitue une étape importante dans la prise en compte de l'érouissage dans la modélisation.

Le principe de la calibration est simple. On vient mesurer, dans un matériau pour lequel la déformation plastique est connue, la valeur des paramètres des trois techniques de caractérisation. Différentes sollicitations simples permettent d'introduire une valeur choisie de déformation plastique : les essais de traction, de compression et de fatigue.

Il a été choisi dans un premier temps d'établir un lien entre l'équivalent de déformation plastique au sens de Von Mises et la grandeur mesurée après grenailage. Cette variable est très souvent assimilée au mot *work hardening* dans la littérature pour traduire l'érouissage induit par grenailage [Prevéy, 1987; Kamaya et al., 2004; Soady, Mellor, and Reed, 2013; Githinji et al., 2013; Shen et al., 2016].

Le Tableau III-1 présente l'ensemble des conditions d'essais qui ont permis de réaliser la calibration. Le type de sollicitations appliquées, la température et la vitesse de déformation sont répertoriés. Figurent également dans ce tableau, le nombre d'essais réalisés, la microstructure testée ou encore la technique d'analyse employée pour faire les mesures. Enfin, les symboles correspondants à chaque type d'essais sont

exprimés et utilisés dans la suite des figures. Les essais de compression sont issus d'une campagne d'essais menée dans la thèse de Boyer [Boyer, 2017]. Il est important de noter que chaque point de mesure représente une éprouvette différente. Une trentaine d'éprouvettes ont ainsi été nécessaires pour réaliser l'ensemble de la calibration. Enfin, la majorité des essais est réalisée à 20°C.

Sollicitation mécanique	Température (°C)	Vitesse de déformation (s ⁻¹)	Nombre d'essais	Microstructure	Techniques d'analyses	Symbole
Traction	20	10 ⁻³	4	Direct Aged	DRX, EBSD, Microdureté	■
Traction	550	10 ⁻³	2		DRX	★
Compression	20	10 ⁻³	3		DRX, EBSD	●
Compression	20	> 10 ³	5		DRX	■
Cyclique	20	10 ⁻³	1		DRX, EBSD	◆
Cyclique	550	10 ⁻³	1		DRX	▲
Traction	20	10 ⁻³	4	Gros grains	DRX, EBSD, Microdureté	■
Compression	20	10 ⁻³	3		DRX, EBSD	●
Traction	20	10 ⁻³	4	Gros grains et gros précipités	DRX, EBSD, Microdureté	■

Tableau III-1. Conditions d'essais permettant de réaliser la calibration.

III.1.1.1 Essais de traction

Pour chacune des trois microstructures étudiées, quatre éprouvettes ont été sollicitées en traction jusqu'à différentes valeurs de déformations plastiques. Les valeurs choisies sont comprises entre 0 et 14 % de déformation plastique. La Figure III-1 présente les douze essais de traction réalisés pour la calibration.

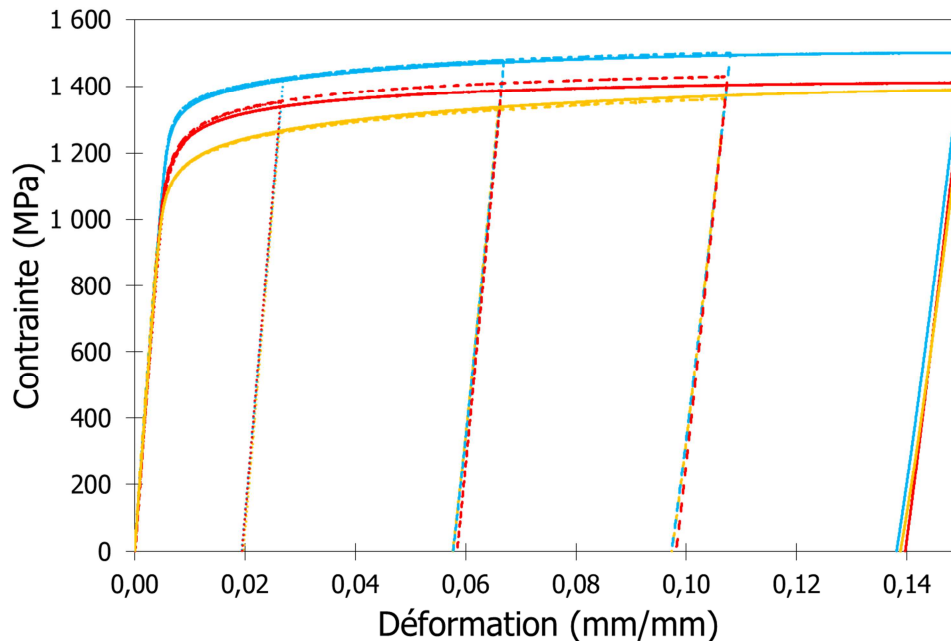


Figure III-1. Essais de traction pour calibration.

Le Tableau III-2 regroupe les valeurs de déformation plastique obtenues pour chaque microstructure.

Inconel 718 DA	Inconel 718 Gros grains	Inconel 718 Gros grains et gros précipités
0,0194	0,0194	0,0197
0,0578	0,0585	0,0577
0,0973	0,0982	0,0974
0,1381	0,1397	0,1388

Tableau III-2. Valeurs de déformation plastique (mm/mm) obtenues en traction pour chaque microstructure.

III.1.1.2 Essais de compression

Des pions issus d'une campagne d'essais dynamiques (réalisée dans le cadre de la thèse de Boyer) sont également analysés afin de compléter les données obtenues en traction [Boyer, 2017]. Les déformations plastiques investiguées sont alors bien supérieures à celles obtenues en traction, permettant ainsi d'atteindre une plage de déformations plastiques comparable à ce qui est traditionnellement observé après grenailage. Les essais dynamiques ont été réalisés sur deux microstructures uniquement. De ce fait, seules ces deux microstructures ont pu faire l'objet d'une calibration à partir d'essais en compression (Tableau III-3). N'ayant pas de mesures par extensomètre sur ces essais, la déformation plastique est calculée comme étant le rapport entre la longueur de l'échantillon après essai et sa longueur initiale.

Inconel 718 DA	Inconel 718 Gros grains	Inconel 718 Gros grains et gros précipités
0,323	0,377	-
0,326	0,397	-
0,38	0,387	-

Tableau III-3. Valeurs de déformation plastique (mm/mm) obtenues en compression pour chaque microstructure à une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} .

III.1.1.3 Essais complémentaires

Quelques essais complémentaires ont par ailleurs été réalisés, mais uniquement sur la microstructure DA. Un échantillon soumis à une sollicitation de traction à 550°C jusqu'à une déformation plastique de 2 % est analysé pour évaluer l'influence de la température sur la relation de calibration établie. Des essais de fatigue, réalisés à 20 et 550°C dans le cadre de la thèse, sont également utilisés pour compléter la calibration et évaluer l'influence d'une sollicitation cyclique sur le processus de calibration mis en place.

Par ailleurs, des mesures ont été réalisées par diffraction des rayons X sur des pions ayant subis des vitesses de déformations supérieures à 1000 s^{-1} . Issues de la campagne d'essais dynamiques, ces échantillons permettent d'évaluer l'influence de la vitesse de déformation sur les grandeurs mesurées, aspect qui est peu traité dans la littérature.

III.1.2 Résultats obtenus pour les différentes techniques d'analyses

III.1.2.1 Analyse EBSD

Le champ de mesure investigué est de $800\ \mu\text{m} \times 250\ \mu\text{m}$ et l'espace entre chaque pixel est de $500\ \text{nm}$. Ces caractéristiques permettent d'avoir une statistique suffisamment importante. Pour la microstructure à grains fins ($5\ \mu\text{m}$) on dispose ainsi de 10 pixels par grains. La taille du champ permet, dans le cas des microstructures modèles à gros grains ($40\ \mu\text{m}$), d'avoir 20 grains dans la largeur.

Le paramètre KAM (Kernel Average Misorientation) est utilisé pour interpréter les mesures réalisées en EBSD. On rappelle qu'il permet de mesurer la désorientation angulaire moyenne locale d'un point de mesure par rapport à ses proches voisins. Le calcul est réalisé en prenant en considération les valeurs des premiers voisins. Les valeurs utilisées pour effectuer la calibration représentent la moyenne du paramètre KAM sur l'ensemble de la cartographie. Les barres d'erreur représentent l'écart-type calculé pour chaque échantillon. La Figure III-2 présente les résultats obtenus sur l'Inconel 718 DA.

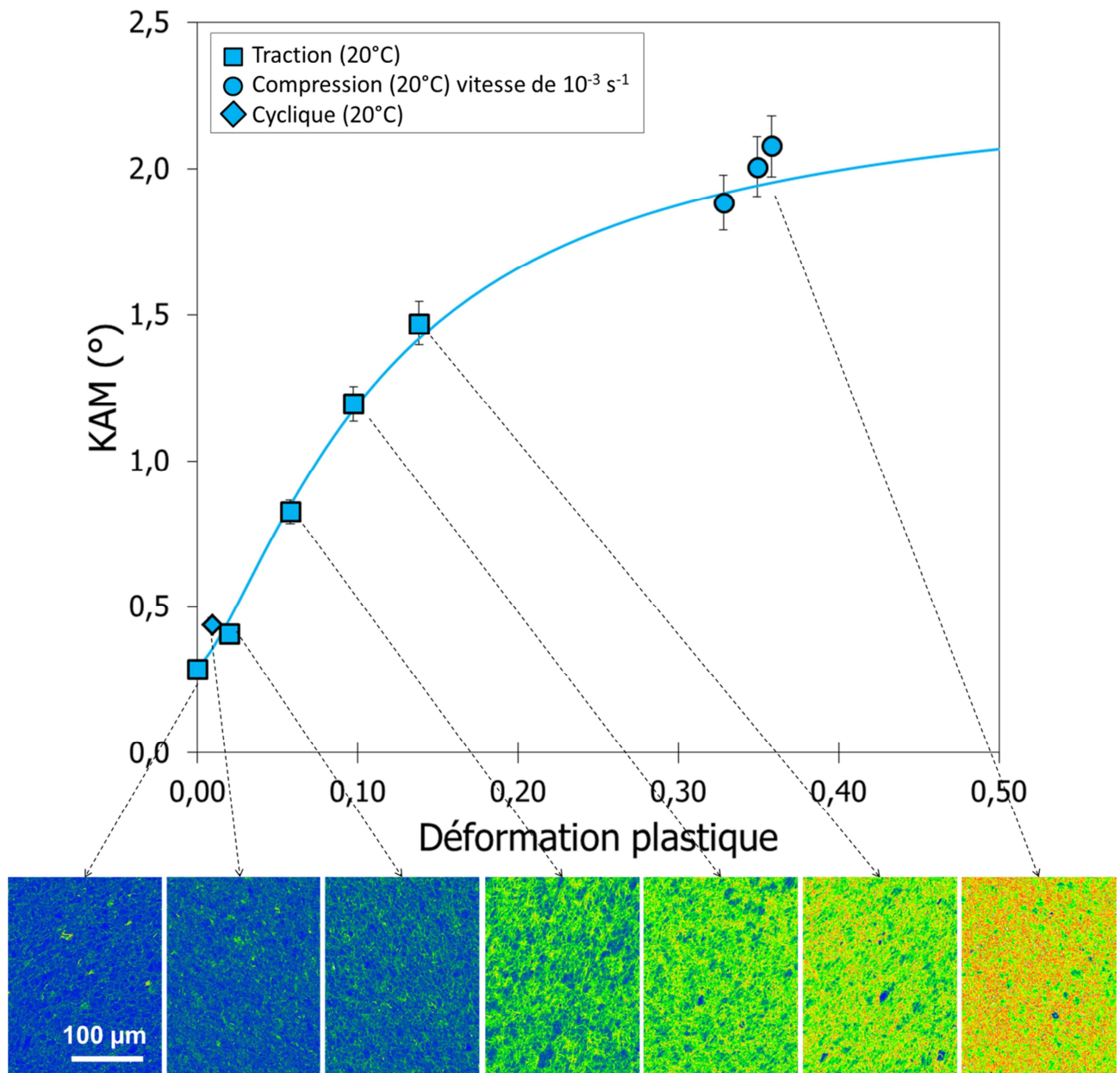


Figure III-2. Calibration de l'Inconel 718 DA en EBSD.

Une évolution linéaire du paramètre KAM est observée jusqu'à 15 % de déformation plastique. La sensibilité du paramètre KAM à la déformation plastique est ensuite réduite. Un effet de saturation du paramètre est observé [Young et al., 2003; Sáez-Maderuelo et al., 2011; Githinji et al., 2013]. En s'appuyant sur les travaux de Merriman et al., Githinji et al. ont montré que la saturation observée n'était pas caractéristique d'une saturation de la densité des dislocations mais plutôt de la taille des pixels considérés pour l'étude et du calcul du paramètre KAM [Merriman et al., 2008; Githinji et al., 2013]. La calibration est ainsi extrêmement dépendante de l'ensemble des paramètres choisis pour réaliser la mesure.

On peut également observer sur la Figure III-2 que la mesure réalisée après un essai cyclique, correspond à la même tendance qu'observé pour le chargement monotone. Ces premiers résultats restent à confirmer avec la réalisation de nouvelles mesures pour des déformations plastiques plus importantes.

La Figure III-3 présente les résultats obtenus pour les trois microstructures de l'étude.

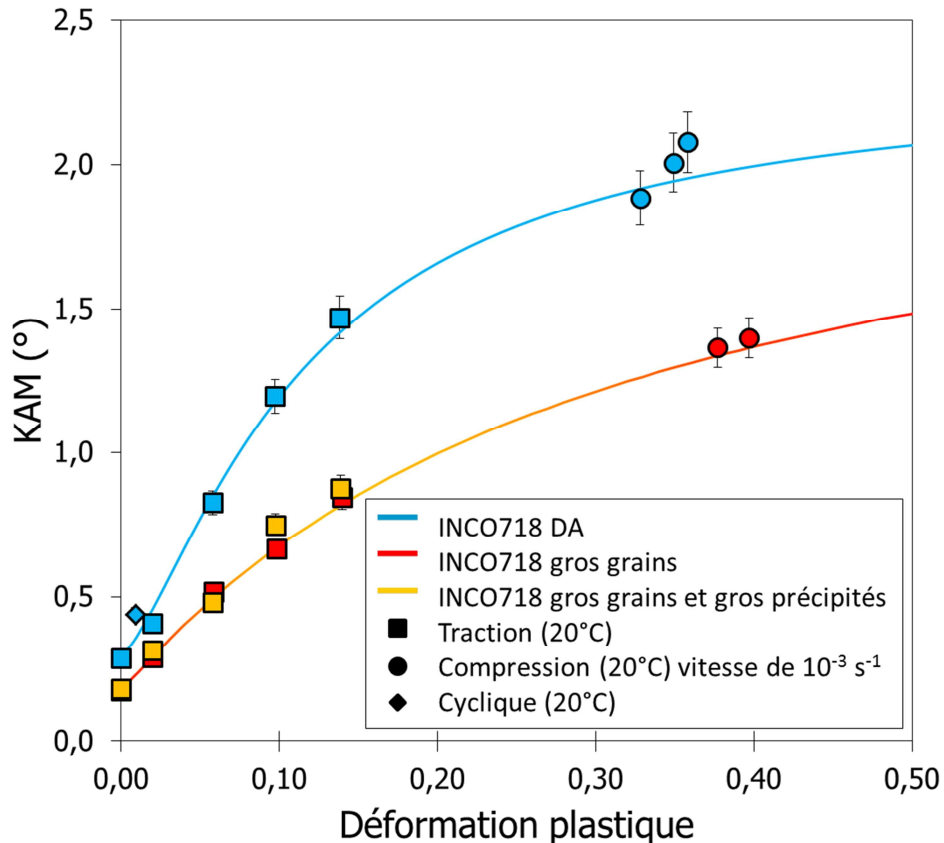


Figure III-3. Calibration du paramètre KAM pour les trois microstructures de l'étude.

L'évolution du paramètre KAM est similaire pour toutes les microstructures de l'étude. Un effet de saturation est également observé pour les deux microstructures modèles lorsque l'on augmente la déformation plastique au-delà de 15 %. Aucune différence notable n'est observée entre les deux microstructures modèles. En revanche, le paramètre KAM évolue beaucoup moins rapidement pour ces deux microstructures en comparaison de la microstructure DA. La taille des grains joue donc un rôle primordial sur la valeur du paramètre KAM. Ces observations sont discutées plus amplement dans le paragraphe III.1.3 page 81.

Compte tenu de l'évolution du paramètre KAM en fonction de la déformation plastique, ces données sont fittées en utilisant l'équation Eq. III-1 proposée par [Githinji et al., 2013]:

$$KAM = d + \frac{(a - d)}{\left[1 + \left(\frac{\epsilon_p}{c}\right)^b\right]} \quad \text{Eq. III-1}$$

Où a, b, c et d sont dépendants de la microstructure.

Les coefficients identifiés pour chaque microstructure sont regroupés dans le Tableau III-4. Le coefficient de corrélation obtenu pour cette calibration est supérieur à 0,99 pour les trois microstructures.

	DA	Gros grains	Gros grains et gros précipités
a	0,30	0,18	0,18
b	1,39	1,03	1,06
c	0,12	0,31	0,31
d	2,30	2,30	2,30

Tableau III-4. Récapitulatif des coefficients de calibration EBSD.

III.1.2.2 Analyse de dureté sous charge réduite

Le même travail de calibration est réalisé en mesurant la dureté sous charge réduite. L'analyse est réalisée à l'aide d'un indenteur BUEHLER à pointe pyramidale (mesure Vickers). Une charge de 0,1 kg est appliquée sur l'échantillon durant 10 secondes. Dix indentations sont réalisées dans la largeur de l'échantillon. La diagonale des empreintes est d'environ 20 μm pour les trois microstructures. Les barres d'erreur représentent l'écart-type calculé pour chaque échantillon.

La Figure III-4 présente les résultats obtenus pour la calibration des trois microstructures de l'étude. La calibration est réalisée en déterminant le pourcentage d'évolution de la dureté Vickers $Hv_{0,1}$ pour différentes valeurs de déformations plastiques imposées par rapport à la valeur de dureté initiale, obtenue avant application de déformation plastique comme cela est proposé par Soady et al. [Soady, Mellor, West, et al., 2013] (Eq. III-2).

$$\% Hv_{0,1}(\varepsilon_p) = \frac{Hv_{0,1}(\varepsilon_p) - Hv_{0,1}(0)}{Hv_{0,1}(0)} \quad \text{Eq. III-2}$$

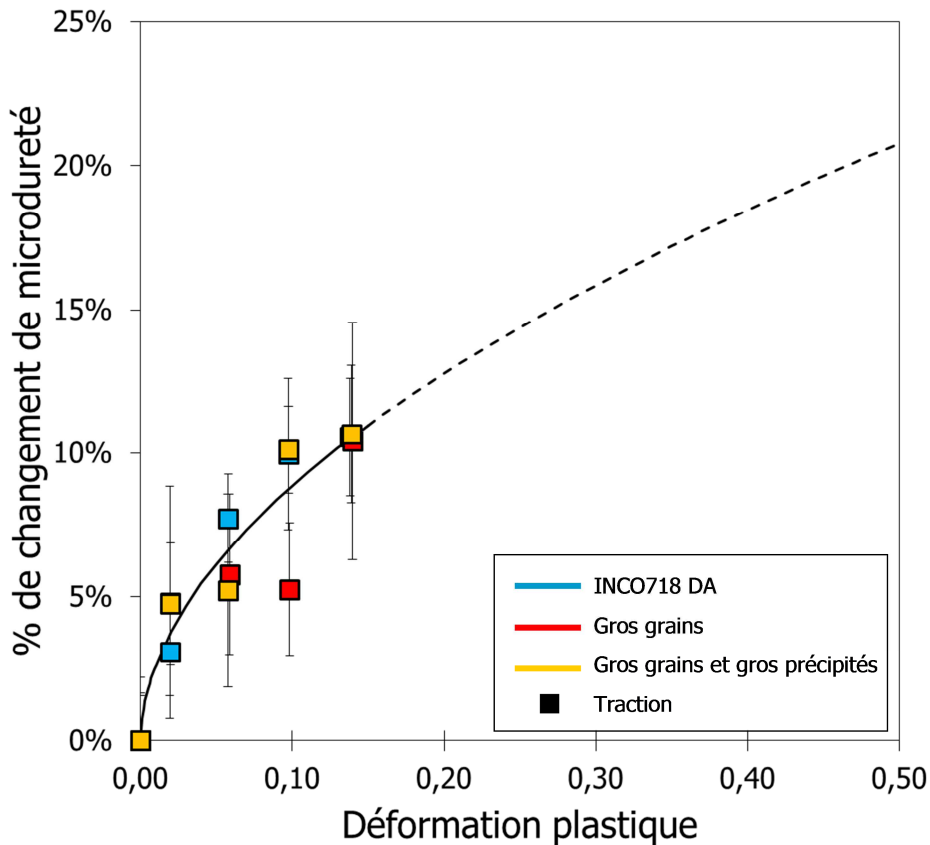
Une loi puissance fonction de la déformation plastique permet de représenter convenablement l'évolution des données expérimentales [Soady, Mellor, West, et al., 2013].

$$\% Hv_{0,1}(\varepsilon_p) = A\varepsilon_p^B \quad \text{Eq. III-3}$$

Il est donc possible d'écrire :

$$Hv_{0,1}(\varepsilon_p) = Hv_{0,1}(0) (1 + A\varepsilon_p^B) \quad \text{Eq. III-4}$$

On notera que les barres d'erreur sont relativement importantes pour la calibration de la microdureté et que les coefficients de corrélation obtenus sont compris entre 0,91 et 0,99 pour les trois microstructures. De plus, les coefficients A et B sont identiques pour les trois microstructures. Seule la valeur $Hv_{0,1}(0)$ est différente pour chaque microstructure. Cependant, à la vue des écart-types rencontrés (supérieurs à 10 Hv) les différences de $Hv_{0,1}(0)$ observées apparaissent relativement faibles. De ce fait, il semble que la calibration de la microdureté vis-à-vis de l'érouissage est peu dépendante de la microstructure.


 Figure III-4. Calibration de la dureté $Hv_{0,1}$ pour l'Inconel 718 DA.

	DA	Gros grains	Gros grains et gros précipités
A	0,3	0,3	0,3
B	0,53	0,53	0,53
$Hv_{0,1}(0)$	514,7	509,2	483,1

 Tableau III-5. Récapitulatif des coefficients des courbes de calibration de micro-dureté $Hv_{0,1}$.

III.1.2.3 Analyse par diffraction des rayons X

La mesure par diffraction des rayons X permet le calcul de deux grandeurs en lien avec la largeur de pic, exploitables pour la calibration de l'érouissage : la largeur à mi-hauteur ou Full Width at Half Maximum (FWHM) et la largeur intégrale (LI). L'expression de ces grandeurs est donnée dans le chapitre 1 page 29. Le pic expérimental obtenu, nuage de points (I, θ) discrets, est approximé par une fonction analytique de type Pseudo-Voigt sur laquelle est identifiée la valeur de largeur à mi-hauteur ou de largeur intégrale (Figure III-5).

La quantification de l'érouissage par diffraction des rayons X peut, en théorie, se faire suivant un angle ψ quelconque, formé par la direction du faisceau incident et la normale à la surface de l'échantillon. Cependant, le calcul des contraintes résiduelles s'effectuant à partir de 11 valeurs de ψ , la valeur utilisée pour la calibration représente la moyenne des largeurs de pics des 11 valeurs de ψ différentes. Les barres d'erreur représentent l'écart-type calculé pour chaque échantillon à partir de ces 11 valeurs.

La Figure III-6 présente l'évolution de la FWHM en fonction de la déformation plastique de l'Inconel 718.

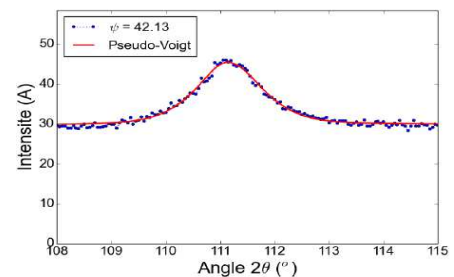


Figure III-5. Exemple d'approximation du nuage expérimental par une Pseudo-Voigt.

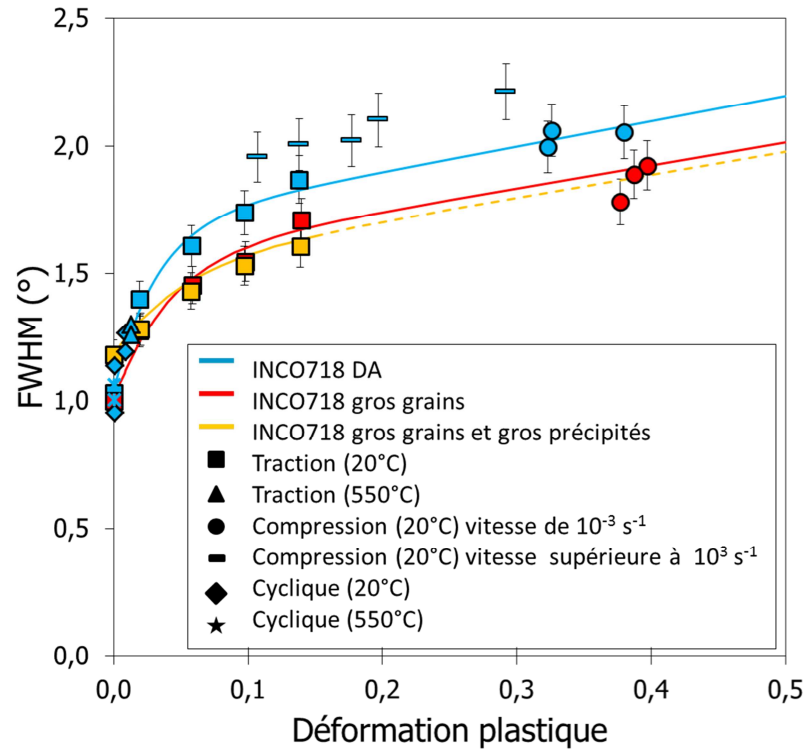


Figure III-6. Calibration de la FWHM pour les 3 microstructures.

On rappelle que, pour cette technique d'analyse, différents essais ont été réalisés. Ils sont présentés dans le Tableau III-1 dans lequel figure également la correspondance de ces essais avec les symboles utilisés. Les trois microstructures de l'étude sont représentées. La calibration est réalisée en utilisant la relation empirique proposée par Prevéy [Prevéy, 2000] :

$$\text{Largeur des pics de diffraction} = A (1 - \exp(-B \varepsilon_p)) + C \varepsilon_p + D \quad \text{Eq. III-5}$$

Où A, B, C et D sont des paramètres dépendant de la microstructure.

La microstructure à gros grains et gros précipités n'a pas été sollicitée en compression : les mesures ne peuvent donc pas être réalisées pour des déformations importantes, et une extrapolation des données a dû être réalisée pour des valeurs supérieures à 14 %.

Le Tableau III-6 regroupe les paramètres d'identification des différentes courbes pour les trois microstructures.

	DA	Gros grains	Gros grains et gros précipités
A_{FWHM}	0,9	0,85	0,35
B_{FWHM}	27	35	15
C_{FWHM}	1,3	1,4	1,25
D_{FWHM}	0,72	0,56	1,03

Tableau III-6. Récapitulatif des coefficients des courbes de calibration de FWHM.

La calibration de l'Inconel 718 DA est réalisée avec un nombre de points expérimentaux plus importants, par rapport aux deux microstructures modèles. En effet, des essais complémentaires de traction, de compression et de fatigue ont été réalisés sur cette microstructure. Les résultats obtenus montrent que la calibration est indépendante de la température de l'essai (20°C et 550°C), et du type de sollicitation (compression, traction ou cyclique).

En revanche, la vitesse de déformation durant l'essai semble avoir un impact sur les résultats. On rappelle que tous les essais sont réalisés à une vitesse de déformation imposée de 10^{-3} s^{-1} , hormis certains essais de

compression identifiés par des rectangles sur la Figure III-6. Lorsque les taux de déformations imposés sont supérieurs à 10^3 s^{-1} , la valeur de la largeur à mi-hauteur est augmentée par rapport aux essais réalisés à un taux de déformation de 10^{-3} s^{-1} . De ce fait, la vitesse de sollicitation a une influence sur les coefficients identifiés pour réaliser la calibration. Cependant, des essais à forte vitesse et faible déformation seraient nécessaires pour établir une nouvelle calibration tenant compte de la vitesse de déformation.

L'ensemble de ces données est plus amplement commenté dans le paragraphe suivant.

La même démarche, réalisée en considérant cette fois-ci la largeur intégrale, donne des résultats similaires.

III.1.3 Comparaison des différentes méthodes d'analyses pour évaluer l'érouissage induit par grenailage

Les paragraphes précédents ont permis de mesurer l'évolution des grandeurs issues des trois techniques de caractérisation investiguées (DRX, dureté, EBSD) en fonction de la déformation plastique. A ce stade, les principaux résultats sont les suivants :

- la calibration est dépendante de la microstructure,
- l'influence de la microstructure est plus ou moins marquée selon la technique de caractérisation,
- l'erreur commise lors de la calibration à l'aide de la microdureté est plus importante que celle obtenue avec l'EBSD et la DRX.

Pour expliquer ces observations, il est nécessaire de bien comprendre ce qui est mesuré par ces trois techniques et quelle est l'influence de la microstructure sur la grandeur mesurée.

III.1.3.1 Que mesure-t-on ? Avec quelle technique ?

La technique de diffraction des rayons X donne au travers de l'évolution de la FWHM une information très globale de l'érouissage. En raison du volume étudié, important par rapport aux autres techniques de mesures (quelques millimètres de large sur une dizaine de microns de profondeur), la largeur de pic englobe des informations à la fois sur l'érouissage inter-granulaire et intra-granulaire.

Plus précisément, la largeur globale d'un pic de diffraction est dépendante de plusieurs facteurs, à l'échelle micro, méso et macroscopique. A l'échelle microscopique, la taille des domaines cohérents est prépondérante. Plus ceux-ci sont petits, plus le pic en sera élargi. A l'échelle mésoscopique, les différentes phases en présence ainsi que l'arrangement des dislocations (cellules ou parois) contribuent à la largeur à mi-hauteur. A l'échelle macroscopique, la structure des cristallites et leur état physico-chimique pilotent la largeur de pic [Gourbesville, 2000; Ji, 2004].

La mesure EBSD s'effectue sur une zone de quelques centaines de microns en surface et de quelques microns en profondeur. Cette technique permet d'avoir une image très locale du matériau et, selon le dispositif utilisé, la résolution peut atteindre quelques centaines de nanomètres. Elle ne donne accès qu'à une information partielle de la densité de dislocations (15 à 30 %) puisqu'elle ne permet de capter que les dislocations GND (Geometrically Necessary Dislocations) [Field et al., 2012]. De ce fait, cette technique met en avant une déformation plastique non uniforme du matériau, c'est-à-dire localisée préférentiellement aux joints de grains. Gao et Huang ont montré expérimentalement que la densité des dislocations GND est d'une importance de premier ordre dans la compréhension de la déformation plastique, ce qui justifie donc son utilisation pour décrire l'érouissage [H. Gao et al., 2003].

La microdureté est caractéristique d'un état mécanique plus global que les deux techniques précédentes. La mesure dépend à la fois des contraintes résiduelles et de l'érouissage présents dans le matériau. En fait, il n'est pas possible de dissocier, uniquement sur la valeur de dureté, la part liée à l'érouissage et celle introduite par les contraintes résiduelles. De ce fait, il devient très difficile de pouvoir utiliser la microdureté pour déterminer une valeur d'érouissage. Certains auteurs proposent néanmoins des méthodologies pour dissocier les deux composantes. L'une d'entre elles consiste à simuler l'essai d'indentation sur une surface grenillée afin d'identifier l'influence des contraintes résiduelles et de l'érouissage induits par grenailage sur le comportement de l'essai [Li, 2015]. Cette méthode est encore perfectible et il n'est pas apparu primordial pour la suite des travaux de la développer. Elle n'a donc pas été investiguée dans cette étude.

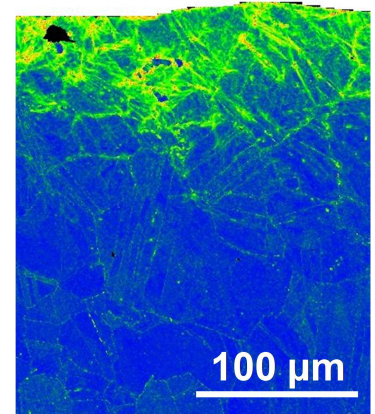


Figure III-7. Cartographie KAM, localisation au niveau des joints de grain.

III.1.3.2 *Quelle est l'influence de la microstructure sur les mesures ?*

En diffraction des rayons X, il a été observé que la microstructure a une influence capitale sur la largeur des pics (Figure III-6). Comme expliqué dans le paragraphe précédent III.1.3.1, l'information obtenue en DRX englobe une multitude d'informations liées aux aspects microstructuraux (taille des grains, tailles des précipités durcissants, fraction volumique des précipités durcissants). **Une calibration de l'érouissage en fonction de la microstructure est donc clairement nécessaire.**

L'analyse par **EBSD** permet d'avoir accès à la densité de dislocations géométriquement nécessaires. Elle est donc sensible aux activités proches des joints de grains. La densité des joints de grains dans le matériau a donc une influence sur la mesure réalisée. Plus la densité de joints de grains est importante (plus la taille de grains est petite), plus la densité de dislocations géométriquement nécessaires sera élevée. Pour une déformation plastique donnée, la valeur de KAM mesurée est donc plus importante pour une microstructure à grains fins que pour une microstructure plus grossière. Concernant l'influence des précipités durcissants, la taille des pixels est déterminante dans la capacité de la mesure à évaluer l'influence de ce paramètre. Ici, la taille des pixels est de 500 nm, ce qui est très supérieur à la taille des précipités (pour les plus grands la taille est de l'ordre de 200 nm). De ce fait, l'information intragranulaire est moyennée et une modification de la taille des grains devient donc prépondérante devant une modification de la taille des précipités durcissants. **Une calibration de l'érouissage en fonction de la microstructure est donc nécessaire dans le cas où la taille de grains est modifiée. En revanche, nos conditions de mesure ne sont pas assez sensibles pour nécessiter une nouvelle calibration en cas de modification de la taille des précipités durcissants (Figure III-3).**

Lors d'une mesure de microdureté, la charge appliquée a une influence capitale sur la taille de la surface analysée. Une élévation de la charge implique une augmentation de la surface et de la profondeur analysées. Une information plus ou moins locale peut ainsi être obtenue. Pour une charge et une taille de grains données, l'indenteur est susceptible de se trouver à l'intérieur d'un grain ou sur un joint de grains. L'influence de certains paramètres comme la taille des grains ou des précipités durcissants est donc très difficilement évaluable. Une modification de la taille des grains entraîne par exemple une modification du nombre de grains analysés sous l'indenteur. De ce fait, **la microdureté fournit une information peu dépendante de la microstructure et engendre des dispersions de mesures relativement importantes (Figure III-4).**

III.1.3.3 *Comparaison des trois techniques de caractérisation et validation de la méthodologie*

Après obtention d'un profil de mesures sur un échantillon grenailé, la calibration est utilisée pour évaluer la déformation plastique équivalente. On assimile donc, dans un premier temps, l'érouissage induit par grenailage à une amplitude de déformation plastique. Ce choix est plus amplement discuté dans le chapitre 5. La Figure III-8 présente la démarche en prenant pour exemple les mesures réalisées en diffraction des rayons X.

Les mesures réalisées en diffraction des rayons X permettent d'obtenir des données tous les 30 micromètres environs. A chaque profondeur est donc associée une valeur de largeur à mi-hauteur, caractéristique de l'érouissage induit par grenailage. Pour chaque valeur de largeur à mi-hauteur mesurée, il est alors possible d'utiliser la relation proposée Eq. III-5 pour déterminer la déformation plastique équivalente. Finalement, un profil de déformation plastique équivalente est obtenu en fonction de la profondeur pour chaque échantillon analysé.

La Figure III-9 présente l'évolution de l'équivalent de déformation plastique calculé pour les différentes techniques en fonction de la profondeur à la suite des conditions de grenailage appliquées² sur de l'Inconel 718 DA. A titre de comparaison, les résultats obtenus sur éprouvettes non grenailées sont représentées en pointillé. Des observations similaires sont obtenues sur les deux microstructures modèles.

² G₁ = BA300D | F12-13A | 125% ; G₂ = BA300D | F22-23A | 200%

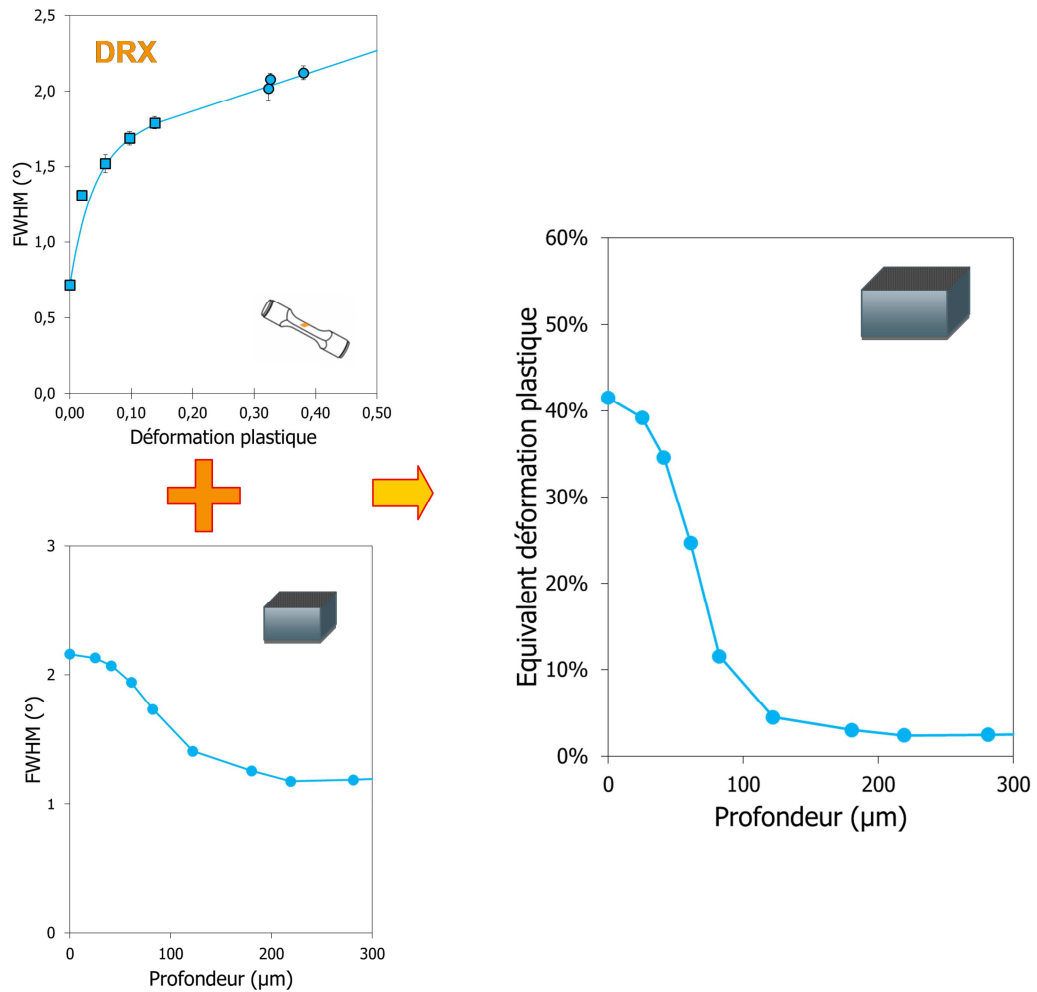


Figure III-8. Evaluation semi-quantitative de l'érouissage dans la profondeur d'un pion grenailé.

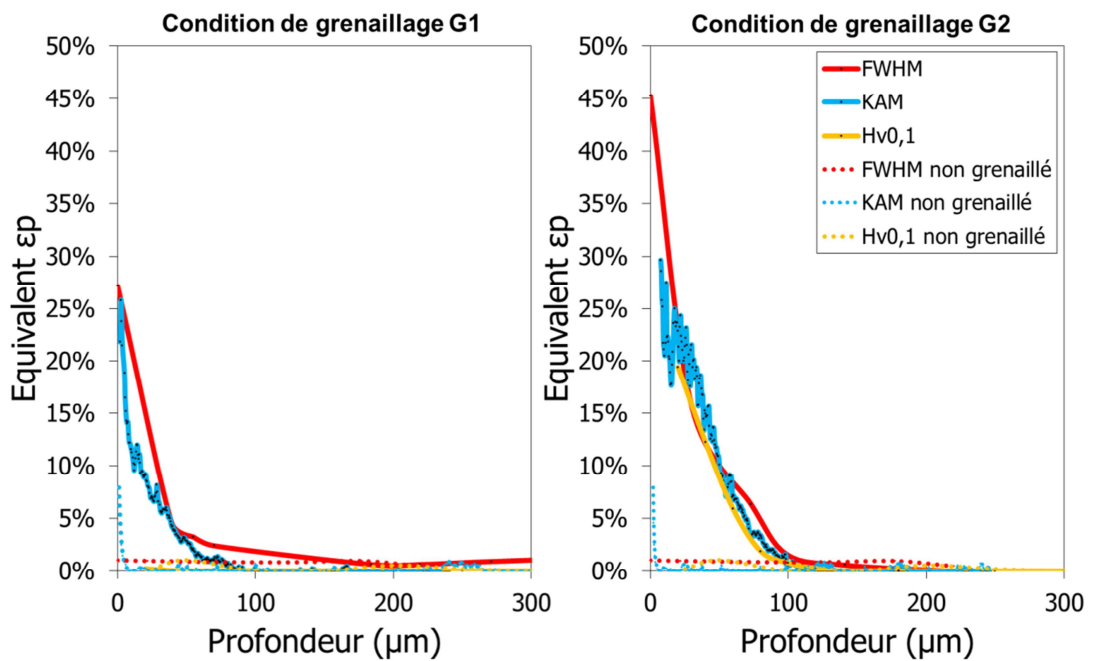


Figure III-9. Comparaison des différentes techniques de mesure suite au grenailage de l'Inconel 718 DA.

Les résultats obtenus à partir des trois techniques de caractérisation, pour les deux conditions de grenailage, sont très différents.

Cas du grenailage 1

Lorsque le grenailage le moins intense est appliqué (G1), l'EBSD et la diffraction des rayons X donnent sensiblement la même évolution d'équivalent de déformation plastique. En revanche, pour toute la profondeur, on ne note aucune évolution de la microdureté.

Cas du grenailage 2

Dans le cas du grenailage le plus intense (G2), l'EBSD et la microdureté fournissent une évolution similaire de l'équivalent de déformation plastique en fonction de la profondeur. La diffraction des rayons X délivre des valeurs deux fois plus importantes en surface et relativement similaires lorsque la profondeur est supérieure à 30 μm .

La profondeur affectée est similaire en ce qui concerne l'EBSD et la DRX pour les deux conditions de grenailage. Il est important de souligner l'apport de la calibration à ce sujet. En effet, lorsque l'on représente directement l'évolution du paramètre KAM ou FWHM en fonction de la profondeur (Figure III-10), l'évaluation de la profondeur affectée est différente selon la technique de caractérisation. D'après l'EBSD, la profondeur affectée en érouissage est de 100 μm alors qu'elle est de près de 150 μm d'après la diffraction des rayons X. Ces résultats avaient également été observés par Foss et al. [Foss et al., 2013]. Ils s'expliquent par la forte variation de la courbe de calibration du paramètre FWHM pour les faibles déformations plastiques (Figure III-6). La calibration de l'érouissage permet donc de mieux prédire la profondeur affectée par le grenailage.

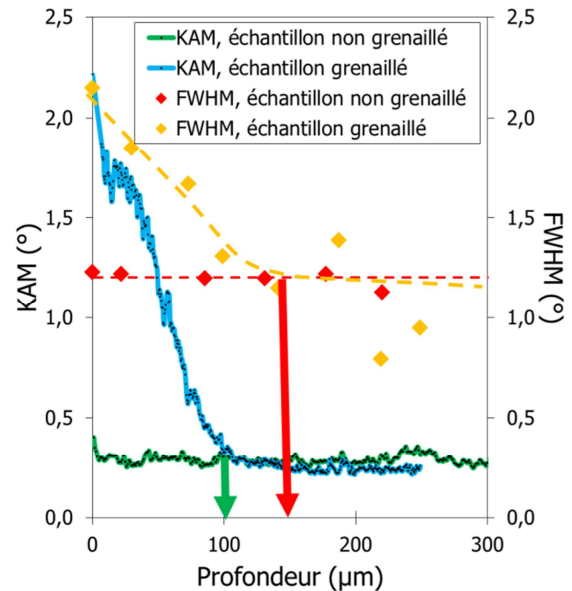


Figure III-10. Evolution des paramètres KAM et FWHM dans la profondeur pour un échantillon grenailé avec la condition de grenailage G2.

Les auteurs ayant déjà utilisé cette méthodologie de calibration exposent généralement deux principales limitations quant à son utilisation pour évaluer l'érouissage induit par grenailage.

La première limitation concerne la possible dépendance de la calibration au chargement (traction, compression, cyclique). Lors du grenailage, les matériaux sont soumis à des sollicitations multiaxiales cycliques complexes, une calibration effectuée à partir d'essais monotones peut ne pas être suffisante pour évaluer correctement l'érouissage induit par grenailage.

La deuxième limitation concerne la plage de déformation investiguée en calibration. Elle est souvent très inférieure à ce qui peut être rencontré en grenailage et a pour principal inconvénient de sous-estimer la valeur du paramètre KAM induite lors du grenailage, si celui-ci sature lorsque la déformation plastique augmente.

La méthodologie mise en place dans cette étude permet cependant de tenir compte de ces deux limitations.

En effet, pour effectuer la calibration, différents types de sollicitation ont été menées afin d'identifier l'existence d'une dépendance au type de chargement. Les résultats acquis en DRX montrent qu'une courbe de calibration, indépendante du type de chargement (traction, compression, cyclique), est obtenue. De plus, les premières mesures réalisées en EBSD vont également en ce sens.

Ensuite, pour palier à la deuxième limitation, une large plage de déformation allant jusqu'à 40 % de déformation plastique a été investiguée grâce à l'utilisation d'essais de traction et de compression. Une saturation du paramètre KAM a été observée et a été prise en compte dans le calcul de la déformation plastique équivalente obtenue après grenailage.

Une troisième limitation quant à l'utilisation de la calibration pour évaluer l'écroissage induit par grenailage existe, mais elle est moins abordée dans la littérature. Elle concerne la dépendance de la calibration à la vitesse de déformation appliquée durant l'essai. Il a été observé Figure III-6, que la vitesse de déformation a un impact sur la valeur de la largeur à mi-hauteur. Plus la vitesse de déformation est importante, plus la largeur à mi-hauteur est élevée. La Figure III-11.b présente l'impact de la vitesse de sollicitation sur la valeur de l'équivalent de déformation plastique pour un pion en Inconel 718 DA grenailé avec la condition de grenailage G2. Il apparaît deux profils d'équivalent de déformation plastique bien distincts selon la courbe de calibration utilisée (Figure III-11.a). Plus la vitesse de déformation est élevée, moins les dislocations ont de temps pour se réarranger et s'annihiler. De ce fait, il subsiste plus de dislocations dans le matériau qui a subi une forte vitesse de déformation, ce qui induit une augmentation de la largeur à mi-hauteur. Ceci avait également été observé par Hoffmeister et al. sur de l'Inconel 718 [Hoffmeister et al., 2011]. Des résultats similaires sont également attendus en EBSD. Des mesures identiques à ce qui a été réalisé en diffraction des rayons X pourrait permettre de le vérifier.

Ces observations montrent combien il est difficile d'évaluer quantitativement l'écroissage induit par grenailage quelle que soit la technique de caractérisation utilisée.

Lors du traitement de la surface par grenailage, les billes qui impactent l'échantillon induisent des déformations à des taux de déformations très variées allant de 10^{-3}s^{-1} à 10^3s^{-1} [Boyer, 2017]. De ce fait, pour évaluer de façon plus rigoureuse l'écroissage induit par grenailage, il serait préférable de réaliser une calibration dépendant également de la vitesse de déformation dans la profondeur de la pièce grenailée.

On retiendra que les valeurs représentées dans la suite ont été obtenues pour une calibration réalisée pour des vitesses de déformation de 10^{-3}s^{-1} . Les vitesses de déformation les plus importantes étant observées en surface, la calibration actuelle surestime très certainement les valeurs de déformation plastiques équivalentes induites par grenailage en surface.

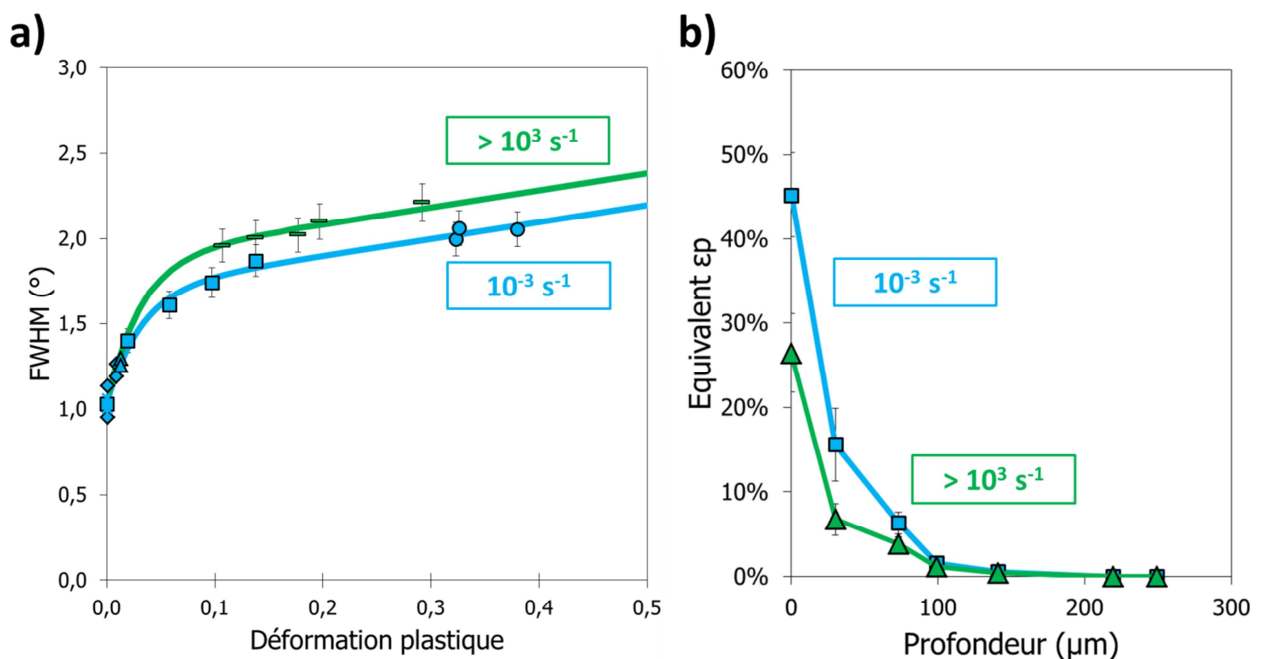


Figure III-11. Impact de la vitesse de sollicitation sur la détermination de l'écroissage.

III.1.3.4 Bilan de la comparaison des méthodes

La calibration réalisée à l'aide des trois techniques de caractérisation DRX, EBSD et microdureté a permis d'évaluer l'évolution des paramètres de chaque méthode en fonction de la déformation plastique. Une comparaison de ces différentes techniques a été réalisée. Si la microdureté nécessite la prise en compte d'un facteur supplémentaire dans l'analyse (les contraintes résiduelles), la calibration menée en DRX et en EBSD est utilisable telle quelle.

Ces deux techniques s'avèrent complémentaires puisqu'elles ne donnent pas accès aux mêmes grandeurs. Elles permettent tout de même d'obtenir des résultats semblables concernant l'écroissage induit par grenailage ce qui permet de les utiliser toutes les deux et de comparer les résultats. De plus, la calibration permet une meilleure évaluation de la profondeur affectée. Dans la suite de ce manuscrit, on parlera indépendamment d'écroissage induit par grenailage et de déformation plastique équivalente (Equivalent ϵ_p) obtenue via la calibration, sur la base des mesures des largeurs de pics de diffraction réalisées par diffraction des rayons X.

Pour la suite, il est proposé de s'appuyer principalement sur ces deux techniques pour évaluer l'impact du grenailage sur la microstructure et sur les profils de contraintes résiduelles et d'écroissage.

- La morphologie, la taille des grains ainsi que l'homogénéité du grenailage sont observées à l'aide de l'EBSD.
- Etant donné le nombre de mesures conséquent à réaliser et la capacité de la diffraction des rayons X à évaluer à la fois les contraintes résiduelles et l'écroissage, cette technique est choisie pour réaliser l'ensemble des mesures de profils de contraintes et d'écroissage. La microdureté et l'EBSD sont également utilisées ponctuellement pour apporter des informations complémentaires.

L'analyse des résultats est effectuée selon deux volets. Dans un premier temps, l'influence des conditions de grenailage, et de la relaxation thermique et cyclique des contraintes résiduelles et de l'écroissage sont étudiées sur l'Inconel 718 DA (0). Dans un deuxième temps, la comparaison des différentes microstructures est proposée (III.3).

III.2 Etude des contraintes résiduelles et de l'écroissage sur l'Inconel 718 DA

III.2.1 Après grenailage

Trois profils de contraintes résiduelles et d'écroissage sont déterminés pour chaque condition de traitement de surface³ (non grenailé, grenailage G1, grenailage G2). Précisons ici que les variations rencontrées pour une condition de grenailage donnée peuvent être relativement importantes. Les valeurs minimales et maximales rencontrées pour chaque condition sont présentées dans le Tableau III-7.

	G1		G2	
	Min	Max	Min	Max
σ_{ressurf} (MPa)	-600	-800	-600	-850
σ_{resmax} (MPa)	-800	-1050	-900	-1150
$z_{\sigma_{\text{resmax}}}$ (μm)	40	60	70	90
$z_{\sigma_{\text{res0}}}$ (μm)	120	200	200	250
$\epsilon_{\text{ressurf}}$ (%)	15	30	20	45
ϵ_{resmax} (%)	15	30	20	45
ϵ_{resinf} (%)	0	2	0	2
$z_{\epsilon_{\text{resmax}}}$ (μm)	0	0	0	0
$z_{\epsilon_{\text{resinf}}}$ (μm)	75	170	100	200

Tableau III-7. Récapitulatif variations rencontrées pour les deux conditions de grenailage industrielles G1 et G2.

La Figure III-12 présente les profils de contraintes résiduelles et d'écroissage obtenus en diffraction des rayons X pour les deux conditions de grenailage et un état poli mécaniquement (état de surface avant grenailage) pour l'Inconel 718 DA.

L'écroissage est très clairement affecté par les conditions de grenailage, tant au niveau de la valeur que de la profondeur. Par exemple, les valeurs en surface sont respectivement $\epsilon_{\text{resmaxG1}} = 20\%$ et $\epsilon_{\text{resmaxG2}} = 40\%$ pour les conditions de grenailage G1 et G2, ce qui correspond à une variation de près de 50 %.

Une augmentation de l'intensité de grenailage et du taux de recouvrement conduit à une augmentation des contraintes résiduelles maximales de compression. La profondeur associée est également affectée ($z_{\sigma_{\text{resmaxG1}}} = 50\ \mu\text{m}$; $z_{\sigma_{\text{resmaxG2}}} = 80\ \mu\text{m}$), tout comme la taille de la zone en compression ($z_{\sigma_{\text{res0G1}}} = 175\ \mu\text{m}$; $z_{\sigma_{\text{res0G2}}} = 225\ \mu\text{m}$). En surface, les contraintes résiduelles sont relativement similaires ($\sigma_{\text{ressurfG1}} \approx \sigma_{\text{ressurfG2}} \approx -700\ \text{MPa}$).

³ G₁ = BA300D | F12-13A | 125% ; G₂ = BA300D | F22-23A | 200%

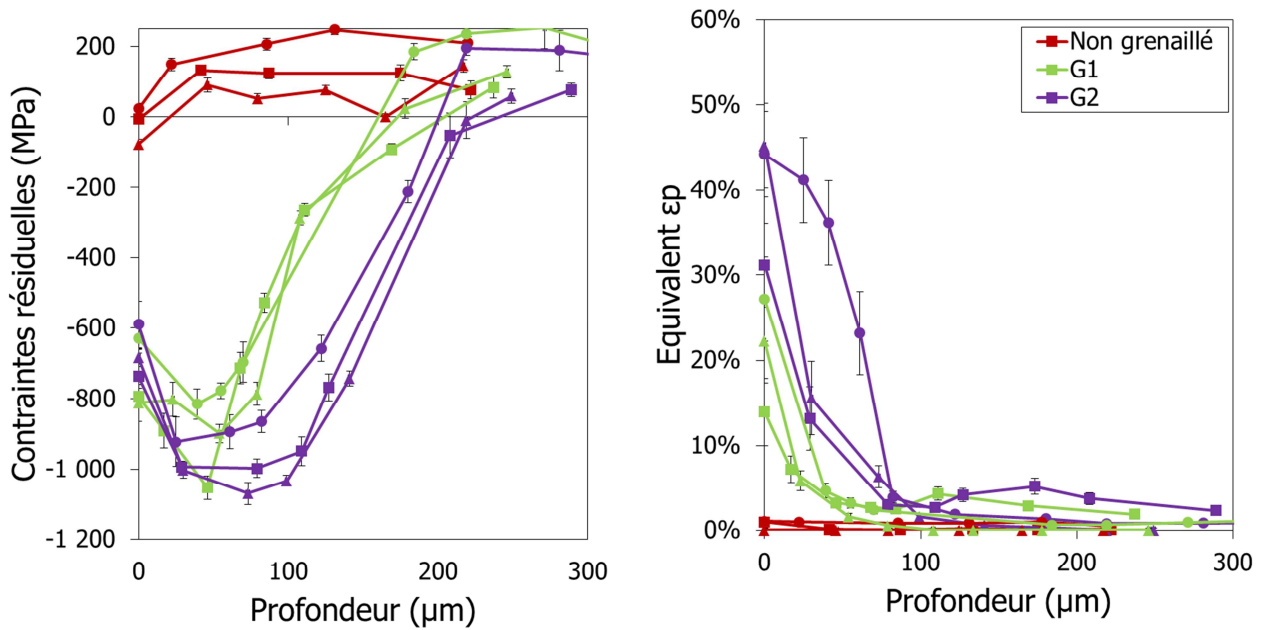


Figure III-12. Comparisons des profils de contraintes résiduelles et d'équivalent de déformation plastique pour différents traitements de surface.

La Figure III-13 présente une cartographie des désorientations cristallines pour trois états de surface différents : poli mécaniquement, grenailage G1 et grenailage G2. Ces cartographies mettent en valeur une hétérogénéité très locale du traitement de surface. Des zones moins érouies sont présentes pour les deux conditions de grenailage investiguées. Il est assez aisé de séparer visuellement la zone grenailée de la zone non grenailée. L'échantillon poli présente une très fine couche érouie (inférieure à 10 μm) alors que les deux traitements de grenailage affectent l'échantillon sur une profondeur d'environ 75 μm pour le grenailage G1 et 100 μm pour le grenailage G2.

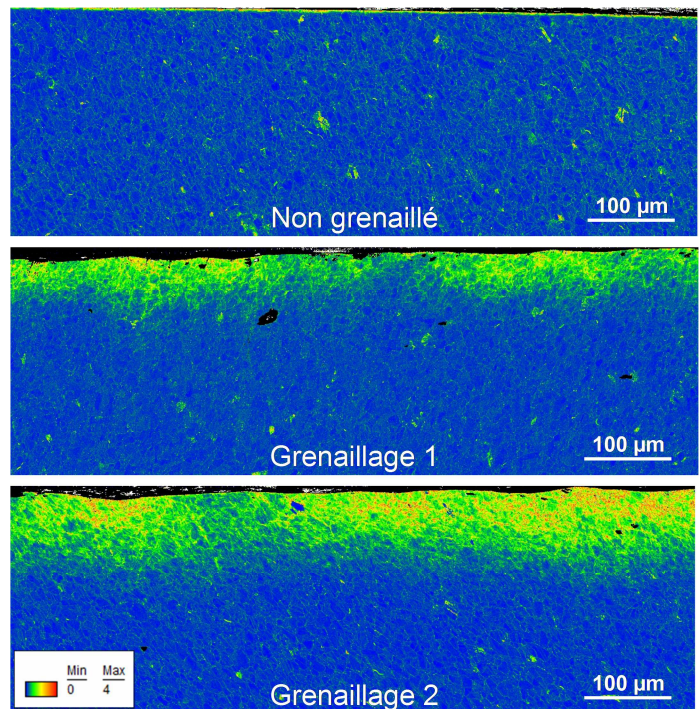


Figure III-13. Comparaison des cartographies EBSD (KAM) pour une microstructure DA et 3 préparations de surface différentes.

Il n'est malheureusement pas possible d'évaluer les valeurs des contraintes résiduelles dans ces zones par diffraction des rayons X car les volumes analysés en DRX sont bien supérieurs. Il est fort probable que les hétérogénéités observées en EBSD n'aient aucune influence sur le comportement mécanique global d'une pièce. En revanche, la question de leur influence sur un possible amorçage préférentiel dans ces zones se pose.

Une analyse de la taille des grains a également été effectuée afin de savoir si le grenailage réalisé induit un raffinement de la microstructure lors du traitement de surface. Les trois microstructures et les deux conditions de grenailage ont été investiguées. Aucune influence du grenailage sur la taille des grains n'a été mise en avant. **Le grenailage tel qu'il est appliqué dans cette étude ne modifie pas la taille des grains.** Ces observations sont en accord avec les données fournies dans la littérature, où il est précisé qu'un traitement

de type SMAT (Surface Mechanical Attrition Treatment) est souvent nécessaire pour modifier de façon sévère la taille des grains. Ce traitement se différencie en effet par une taille de billes plus grande et des durées de traitement bien plus importantes que le grenailage utilisé dans cette étude (voir chapitre 1).

Des mesures complémentaires de contraintes résiduelles et d'érouissage induits par grenailage sur différentes géométries ont également été menées et sont présentées en Annexe page 249. Les principales conclusions sont les suivantes :

- Les états de surface avant grenailage investigués dans cette étude (polissage mécanique et brut d'électroérosion) n'ont que peu d'influence sur les profils de contraintes résiduelles et d'érouissage obtenus après grenailage.
- L'érouissage observé sur les éprouvettes cylindriques est plus important que l'érouissage obtenu sur pions ou éprouvettes de flexion. Les éprouvettes n'ont pas été grenillées lors de la même campagne de grenailage. En revanche, il a été observé une répétabilité des valeurs pour une même campagne d'essais. Il est donc fort probable que les différences observées soient dues à des modifications des conditions de grenailage entre les deux campagnes de grenailage.
- Les profils de contraintes résiduelles et d'érouissage obtenus sur les éprouvettes de flexion 4 points (macroscopiques et *in situ*) ont révélées des différences significatives concernant la profondeur affectée par le grenailage et la biaxialité des contraintes résiduelles.

III.2.2 Relaxation thermique

L'étude de la relaxation thermique est menée grâce à l'application d'une sollicitation thermique⁴ à 550°C dans un four sous vide. La Figure III-14 schématise l'évolution de la température appliquée au cours du temps pour réaliser la sollicitation thermique. La montée en température s'effectue en 20 minutes. Le temps t_0 est le temps à partir duquel la température est maintenue à 550°C. $t_0 = 0$ correspond donc à un échantillon ayant réalisé une montée en température, aucun temps de maintien et un refroidissement. Six temps de maintien sont appliqués allant de 0 minutes à 500 heures. Afin de refroidir rapidement les échantillons, ces derniers sont placés dans un flux d'argon à la fin du temps de maintien.

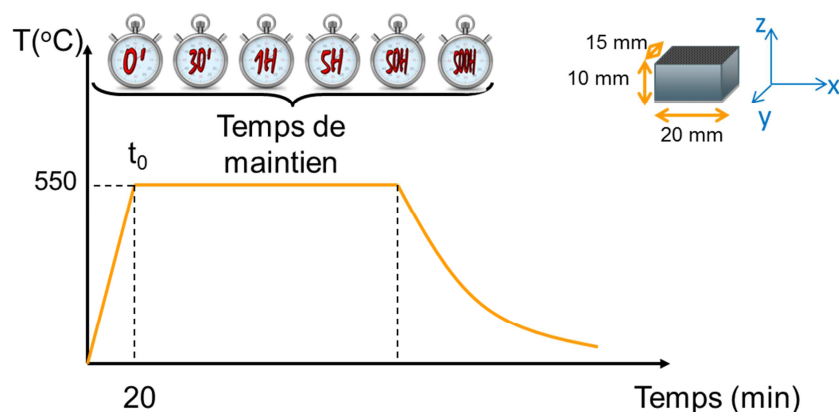


Figure III-14. Schéma de la relaxation thermique appliquée aux pions.

La Figure III-15 présente les profils de contraintes résiduelles et d'érouissage obtenus suite à une sollicitation thermique à 550°C, pour l'Inconel 718 DA, grenillé avec la condition G2, sur des pions parallélépipédiques. Les valeurs obtenues après application de la condition de grenailage G1 présentent une évolution des profils similaire. De plus, la relaxation sous chargement thermique ayant un caractère isotrope, une seule composante est étudiée (selon la direction \vec{e}_x).

⁴ On entend par sollicitation thermique, l'application d'un temps de maintien à 550°C sans charge.

Les contraintes résiduelles et l'érouissage induits par grenailage sont relaxés partiellement au cours du chargement thermique. De plus, une rapide analyse des profils montre que la relaxation est la plus importante en surface. Enfin, la profondeur associée à la valeur maximale de contraintes résiduelles en compression $z_{oresmax}$ et celle pour laquelle les contraintes résiduelles sont de nouveau positives z_{ores0} ne sont pas affectées par la sollicitation thermique à 550°C.

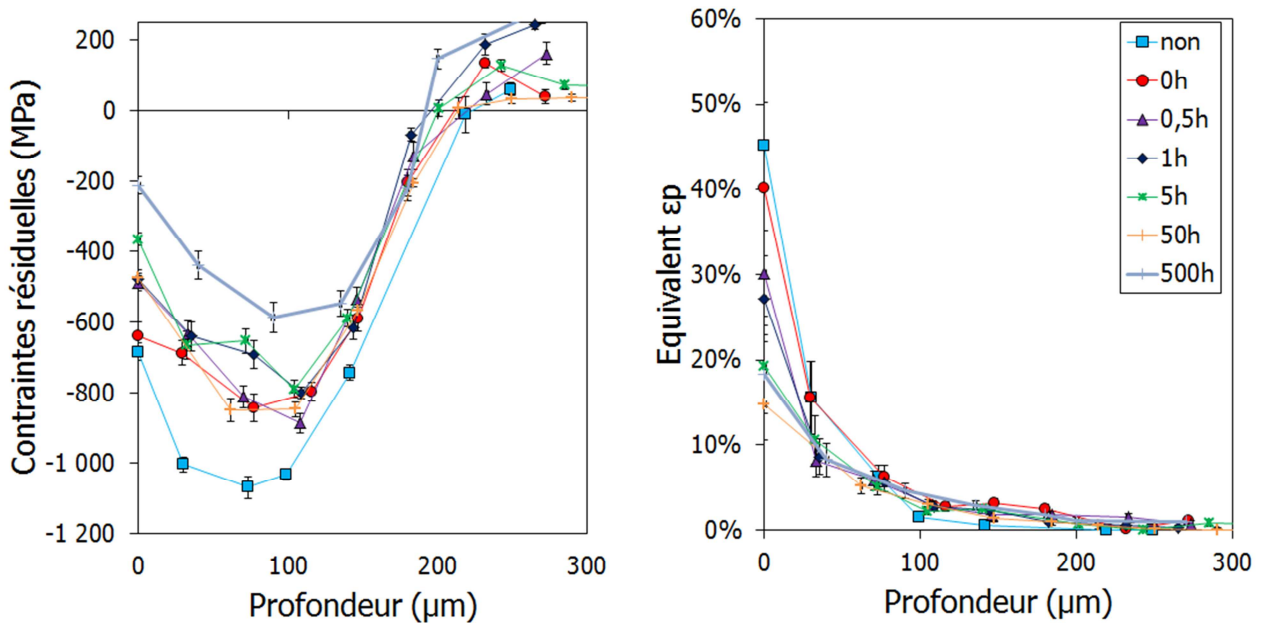


Figure III-15. Profils de contraintes résiduelles et d'érouissage pour différents temps de maintien de relaxation thermique, Inconel 718 DA, G2.

Afin d'étudier l'évolution des contraintes résiduelles et de l'érouissage en fonction du temps de maintien, certaines grandeurs caractéristiques sont relevées sur les profils. La Figure III-16 compare l'évolution, en fonction du temps de maintien, des contraintes résiduelles à la surface, des contraintes résiduelles maximales en compression et de l'érouissage en surface. L'évolution de ces grandeurs est présentée pour les deux conditions de grenailage G1 et G2. Les traits en pointillés représentent les courbes obtenues en fitant les données expérimentales à l'aide d'une fonction de type Zener-Wert-Avrami définie dans le chapitre 1, équation Eq. I-13.

On notera que la dispersion expérimentale est non négligeable. On rappelle que les points obtenus après différents temps de maintien représentent des pions distincts. Une variation dans la microstructure et dans le procédé de grenailage est peut-être à l'origine de la dispersion observée. Ainsi, l'échantillon ayant subi un temps de maintien à 550°C pendant 50 heures présente des contraintes résiduelles très différentes de la tendance pour la plupart des échantillons observés. Ces données ne sont donc pas gardées dans le raisonnement qui va suivre. Une augmentation du nombre d'échantillons analysés pour un temps de maintien donné pourrait permettre d'améliorer la qualité du raisonnement proposé ici.

Dans la suite, on s'appuiera donc essentiellement sur les tendances affichées à l'aide du modèle Zener-Wert-Avrami (traits pointillés) pour discuter des résultats obtenus.

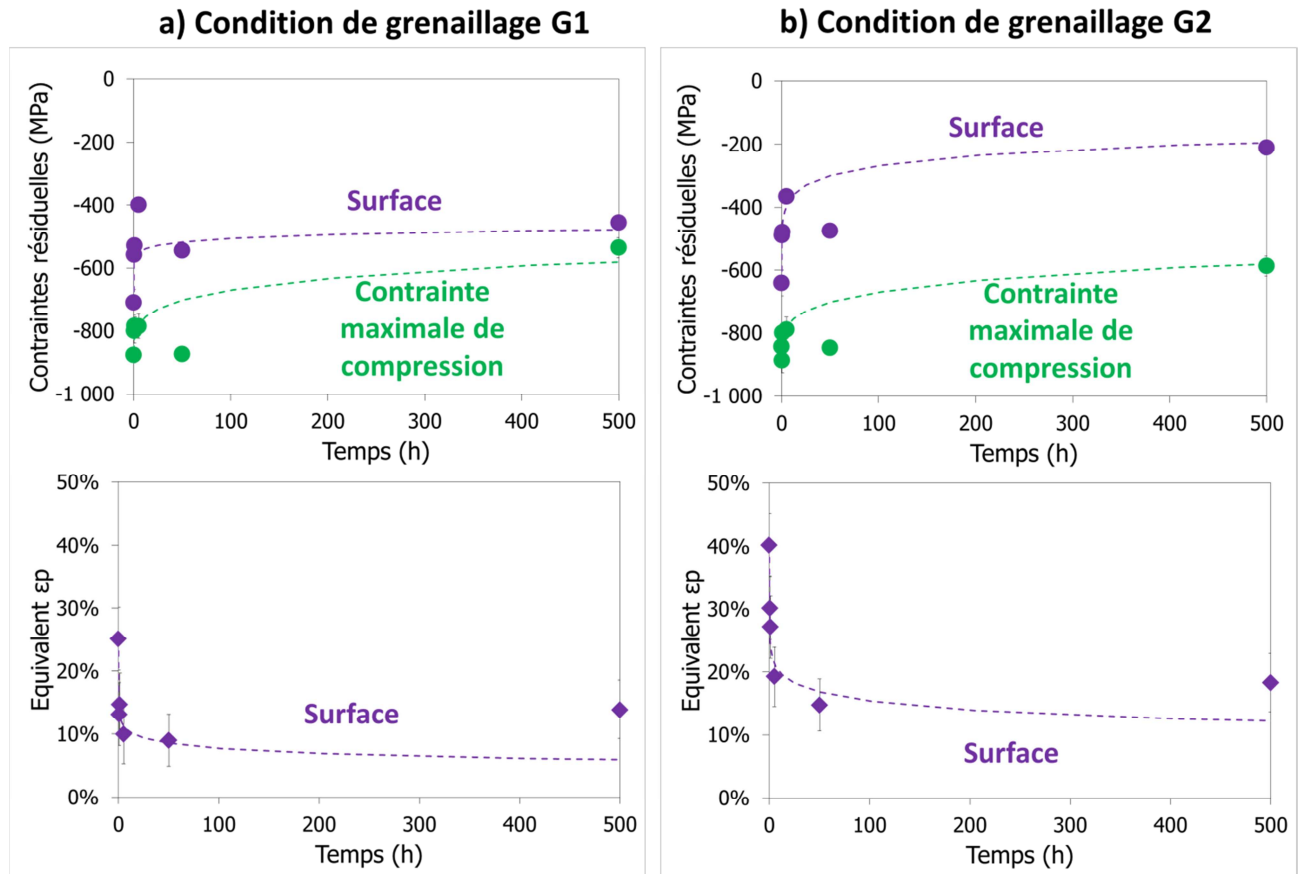


Figure III-16. Relaxation des contraintes résiduelles et de l'écroissage fonction du temps de maintien à 550°C pour les deux conditions de grenailage ; a) G1 et b) G2.

Premièrement, l'écroissage en surface est diminué d'environ 50 % par rapport à la valeur initiale pour les deux conditions de grenailage.

Ensuite, une évolution importante des contraintes résiduelles et de l'écroissage intervient dès les premiers instants du maintien en température pour les deux conditions de grenailage. La relaxation tend ensuite à se stabiliser pour un temps de maintien supérieur à 50 heures.

Les contraintes résiduelles en surface sont relaxées d'environ 50 % par rapport à l'état initial pour la condition de grenailage G1 et d'environ 75 % pour la condition de grenailage G2. Dans le cas du grenailage G2, l'écroissage en surface avant chargement thermique est de 40 % contre 25 % pour la condition de grenailage G1.

Les contraintes résiduelles maximales de compression se relaxent de façon similaire pour les deux conditions de grenailage, et de façon beaucoup moins importante qu'à la surface puisqu'une relaxation d'environ 20 % est observée. A la profondeur associée aux contraintes résiduelles maximales de compressions, la valeur de l'écroissage est proche de 10 % pour les deux conditions de grenailage. Ces résultats montrent donc clairement une influence de l'écroissage sur la relaxation thermique des contraintes résiduelles, ce qui est en accord avec les résultats obtenus par Prevéy [Prevéy, 2000].

Pour conclure, **les effets du grenailage sont toujours présents même après l'application d'une sollicitation thermique à 550°C pendant plusieurs centaines d'heures** et sont cohérentes avec les observations faites dans la littérature [Prevéy et al., 1998; Masmoudi Khebou, 1990; Hoffmeister et al., 2008; Lillamand, 1999]. Avec le nombre de points restreint, il n'est en revanche pas possible de déterminer si l'écroissage a une influence sur la cinétique de relaxation des contraintes résiduelles.

III.2.3 Relaxation mécanique

Deux températures ont été investiguées, 20°C et 550°C, afin d'évaluer l'influence de la relaxation mécanique des contraintes résiduelles et de l'érouissage sous sollicitation cyclique. Seule la condition de grenailage G2 est étudiée. Pour réaliser les sollicitations mécaniques cycliques, des éprouvettes cylindriques lisses sont utilisées.

III.2.3.1 Résultats à 20°C

Les éprouvettes sont sollicitées en fatigue, à 20°C jusqu'à rupture, à deux amplitudes de déformation imposées pour un rapport de charge $R_\epsilon = 0$. Les mesures sont réalisées par diffraction des rayons X au loin de la zone d'amorçage (distance par rapport à la rupture supérieure à 5 mm) et sont présentées Figure III-17⁵.

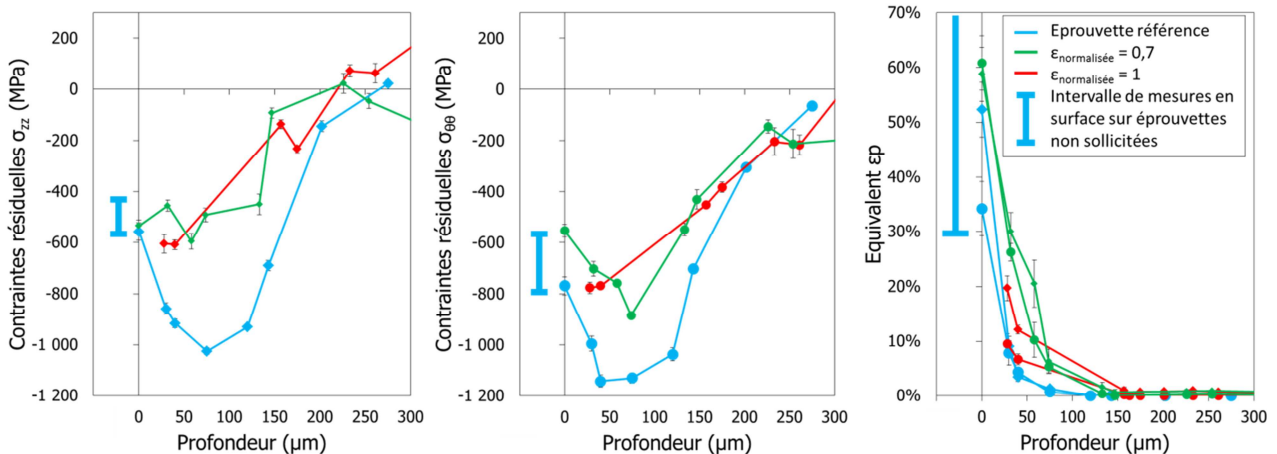


Figure III-17. Profils de contraintes résiduelles et d'érouissage suite à l'application d'un chargement cyclique à 20°C.

L'érouissage est relativement similaire pour les deux directions \vec{e}_z et \vec{e}_θ (respectivement direction de sollicitation et direction perpendiculaire à la sollicitation (voir Tableau II-2)). Suite à la sollicitation cyclique pour une amplitude de déformation normalisée égale à 0,7, l'érouissage est plus élevé que l'état de référence. Au contraire on observe une diminution suite à la sollicitation correspondant à $\epsilon_{\text{normalisée}} = 1$. Ces observations sont à mettre au regard de la dispersion de mesure rencontrée. Il est exposé en annexe page 250 que l'érouissage en surface, pour une éprouvette cylindrique grenillée, non sollicitée, est généralement compris entre 30 et 80 %. Il est donc fort probable que la valeur d'érouissage de l'éprouvette avant sollicitation mécanique était supérieure ou inférieure à l'éprouvette de référence. Ces observations ne permettent donc pas d'indiquer si l'érouissage a évolué durant l'essai cyclique ou du moins, les modifications induites lors de l'essai sont inférieures à la dispersion expérimentale.

Le profil des contraintes résiduelles obtenu après essai cyclique est relativement proche pour les deux amplitudes de déformations appliquées, dans les deux directions de mesure. On observe une relaxation des contraintes résiduelles plus importante pour la direction de sollicitation (direction \vec{e}_z). Les contraintes résiduelles en surface ne sont pas ou peu modifiées dans les deux directions de sollicitation. Pour les deux amplitudes de déformation investiguées la relaxation la plus importante s'effectue en profondeur, là où les contraintes résiduelles étaient initialement maximales.

⁵ Les traits, représentant des intervalles sur la gauche de chaque figure, représente la dispersion des contraintes résiduelles et de l'érouissage obtenue en surface avant sollicitation mécanique. Les mesures réalisées sont détaillées en annexe page 245.

III.2.3.2 Résultats à 550°C

De la même manière qu'à 20°C, des éprouvettes sont sollicitées en fatigue à 550°C jusqu'à rupture pour un rapport de charge $R_\epsilon = 0$. Les mesures sont réalisées par diffraction des rayons X au loin de la zone d'amorçage et sont présentées Figure III-18. Comme précédemment, un intervalle regroupant les mesures réalisées en surface sur des éprouvettes non sollicitées est représenté pour chaque graphique.

L'érouissage est relativement similaire pour les deux directions de mesure. Une augmentation de l'amplitude de sollicitation conduit à une diminution plus importante de l'érouissage après essai.

Une augmentation de l'amplitude de déformation induit une augmentation de la relaxation des contraintes résiduelles à l'endroit où celles-ci sont maximales en compression. De plus, comme à 20°C, la relaxation des contraintes résiduelles s'effectue de façon plus importante dans le sens de sollicitation (direction \vec{e}_z).

Compte tenu de la dispersion des mesures il est très difficile de dire si la profondeur affectée par le grenailage ainsi que la profondeur associée à la contrainte résiduelle maximale sont modifiées au cours du chargement cyclique.

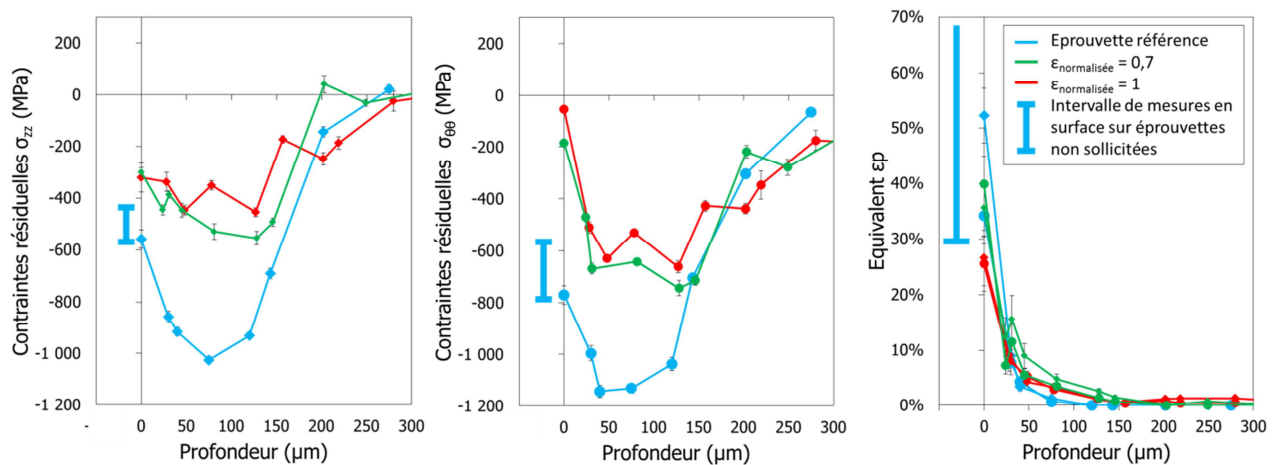


Figure III-18. Profils de contraintes résiduelles et d'érouissage suite à l'application d'un chargement cyclique à 550°C.

Pour mieux appréhender l'évolution des contraintes résiduelles et de l'érouissage pendant une sollicitation cyclique, des mesures ont été réalisées après 1 et 4000 cycles pour une amplitude de déformation normalisée $\epsilon_{\text{normalisée}} = 1$. Elles sont exposées Figure III-19 et comparées aux mesures réalisées sur l'éprouvette rompue après 8000 cycles.

L'objectif de cette comparaison est à la fois d'évaluer l'influence d'une rupture de l'éprouvette sur les profils et de déterminer si la relaxation des contraintes résiduelles et de l'érouissage induits par grenailage, s'effectue lors des premiers cycles de chargement.

Concernant l'érouissage, les deux éprouvettes ayant subies 4000 et 8000 cycles présentent des valeurs similaires et sont inférieures à celles obtenues après la réalisation d'un seul cycle et à l'état de référence.

Les résultats obtenus pour l'éprouvette « cycle 1 » semblent indiquer que la relaxation des contraintes résiduelles intervient dès les premiers instants du chargement. De plus, les contraintes résiduelles mesurées dans la direction perpendiculaire à la direction de sollicitation (direction \vec{e}_θ) sont similaires pour les trois valeurs de cycles investiguées. En revanche, on note des différences concernant les profils de contraintes résiduelles obtenues dans la direction \vec{e}_z . Un ordre est tout de même difficile à établir étant donné que les profils se croisent.

Deux paramètres ont été identifiés comment pouvant être à l'origine des différences observées concernant les contraintes résiduelles pour les éprouvettes « 4000 cycles » et « 8000 cycles ».

Bien que les mesures sur l'éprouvette rompue (éprouvette « 8000 cycles ») aient été réalisées à 5 mm de la zone de rupture, le rééquilibrage des contraintes résiduelles peut s'en trouver affecté et pourrait contribuer aux écarts observés ici.

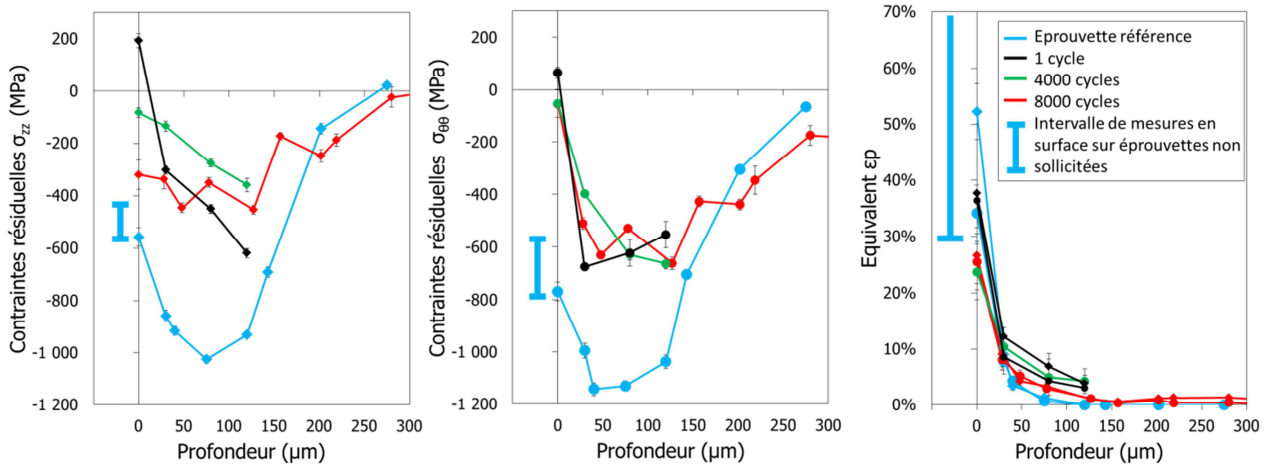


Figure III-19. Evolution des profils de contraintes résiduelles et d'érouissage sous sollicitation cyclique pour une amplitude de déformation normalisée $\epsilon_{\text{normalisée}} = 1$ à 550°C .

Un autre aspect pourrait être à l'origine des différences observées. La Figure III-20 présente la montée en charge et les boucles d'hystérésis au cycle 1000 pour les deux essais cycliques menés à 550°C , à une amplitude de déformation normalisée $\epsilon_{\text{normalisée}} = 1$. Ces résultats montrent que l'éprouvette « 8000 cycles » présente une limite d'élasticité plus grande de 15 MPa que l'éprouvette « 4000 cycles ». Bien qu'elle soit faible, cette différence a un impact sur le comportement du matériau tout au long de l'essai. Du fait d'une limite d'élasticité plus haute, l'éprouvette « 8000 cycles » plastifie moins et possède une contrainte moyenne plus élevée que l'éprouvette « 4000 cycles ». Il a déjà été observé dans la littérature (voir chapitre 1) que ces deux caractéristiques du comportement peuvent être à l'origine des différences observées concernant la relaxation des contraintes résiduelles. Une augmentation de la contrainte moyenne et une diminution de la déformation plastique au cours des cycles ne favorise pas la relaxation des contraintes résiduelles. Les résultats obtenus semblent aller dans ce sens puisque l'éprouvette « cycle 8000 » se relaxe moins dans le sens de sollicitation que l'éprouvette « cycle 4000 ».

Il n'est malheureusement pas possible de déterminer, avec les deux essais réalisés, lequel des deux paramètres est effectivement à l'origine des différences observées. Des essais supplémentaires seraient nécessaires.

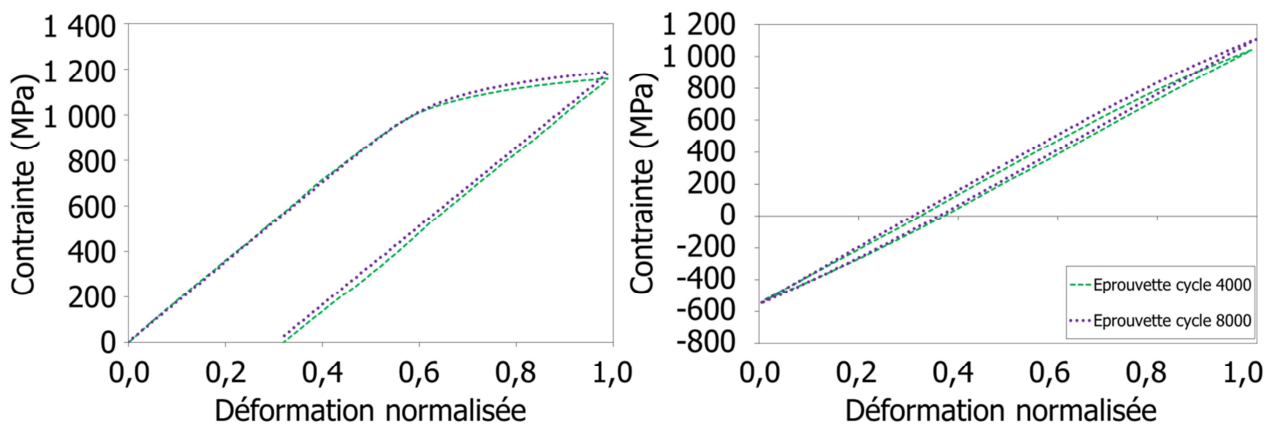


Figure III-20. Montées en charge et boucles d'hystérésis au cycle 1000 pour deux essais cycliques menés à 550°C , à une amplitude de déformation normalisée $\epsilon_{\text{normalisée}} = 1$ pour de l'Inconel 718 DA.

III.2.4 Bilan de l'évolution de l'état mécanique sous sollicitation de l'Inconel 718 DA

Deux types de sollicitations ont été investigués afin d'évaluer la relaxation des contraintes résiduelles et de l'érouissage : thermique (à 550°C) et cyclique (à 20°C et 550°C).

Les mesures obtenues après les deux sollicitations montrent une dispersion qui rend l'exploitation des résultats complexe. Cette dispersion peut être expliquée par deux facteurs prépondérants : l'erreur de mesure et le fait qu'un point représente une éprouvette. Ce dernier facteur introduit des écarts qui peuvent être de plusieurs origines. Le matériau peut avoir une microstructure un peu différente, l'usinage avant grenailage n'est peut-être pas strictement identique pour toutes les éprouvettes ou encore l'application du procédé de grenailage peut être modifiée d'une campagne d'essais à l'autre. La dispersion observée sur les mesures de surface réalisées sur les éprouvettes cylindriques lisses reportées en Annexe page 250 en est un exemple caractéristique. Pour améliorer les observations, il serait donc nécessaire de répéter les mesures.

Malgré ces dispersions expérimentales, des tendances peuvent tout de même être tirées de l'exploitation de ces résultats.

Pour les deux types de sollicitations, purement thermique, et thermique et mécanique, une relaxation **partielle des contraintes résiduelles et de l'érouissage a été observée**.

La Figure III-21 présente l'évolution des contraintes résiduelles et de l'érouissage, en surface (pour les directions \vec{e}_z et \vec{e}_θ), pour les deux températures et les deux amplitudes de déformation appliquées lors des essais cycliques⁶. Les mesures sur éprouvettes grenillées mais non sollicitées ni mécaniquement ni thermiquement, apparaissent en noir sur les graphiques.

Les essais cycliques réalisés à 550°C ont duré près de 50 heures. Les mesures peuvent donc directement être comparées aux valeurs obtenues après 50 heures sous chargement thermique seul. Ces valeurs sont représentées en pointillés roses sur la Figure III-21.

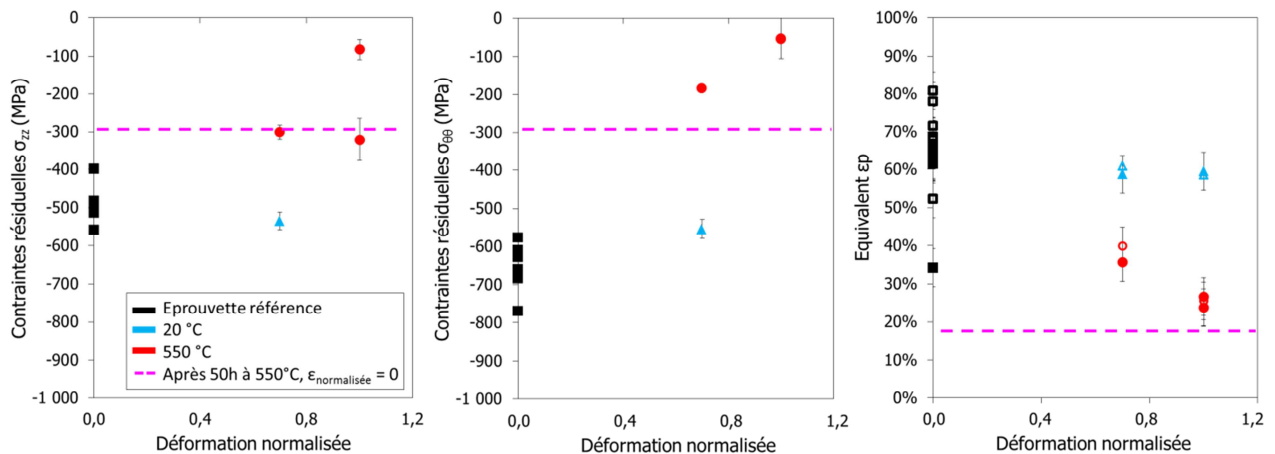


Figure III-21. Evolution des contraintes résiduelles et de l'érouissage en surface sous sollicitation mécanique à 550°C.

A 20°C, sous sollicitation cyclique, aucune relaxation des contraintes résiduelles et de l'érouissage n'est observée en surface. A 550°C, une relaxation des contraintes résiduelles et de l'érouissage est observée.

⁶ Sont reportées sur la figure, pour l'amplitude de déformation normalisée égale à 1, les contraintes résiduelles mesurées sur les éprouvettes « 4000 cycles » et « 8000 cycles ».

Les valeurs sont semblables aux données obtenues après sollicitation thermique. En surface, la relaxation des contraintes résiduelles semble donc principalement d'origine thermique.

La Figure III-22 compare l'évolution des contraintes résiduelles en surface et des contraintes résiduelles maximales en compression en fonction de l'amplitude de déformation appliquée. Alors qu'en surface aucune relaxation des contraintes résiduelles n'est observée à 20°C, une relaxation des contraintes résiduelles en profondeur, là où les contraintes résiduelles sont maximales peut être mise en avant.

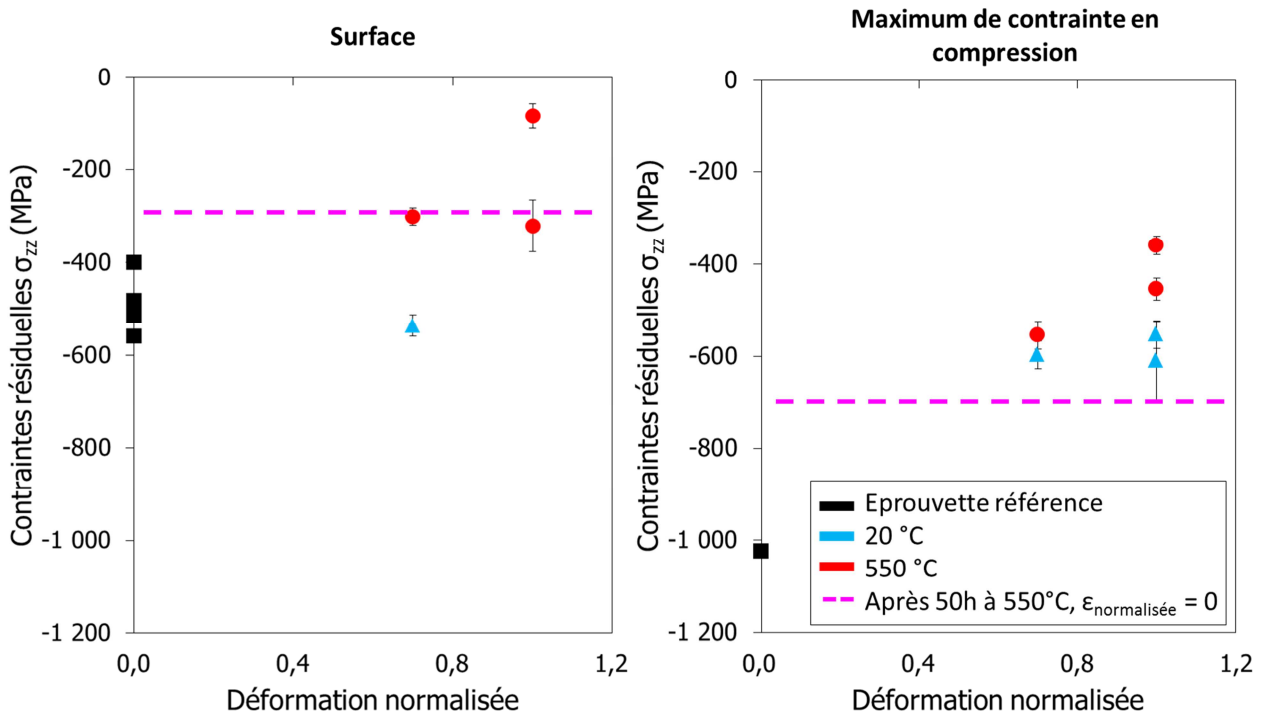


Figure III-22. Evolution des contraintes résiduelles en surface et au maximum de contrainte en compression dans la direction de sollicitation, en fonction de l'amplitude de déformation appliquée.

Une augmentation de l'amplitude de déformation implique une légère augmentation de la relaxation des contraintes résiduelles maximales de compression. Le chargement appliqué est effectué pour un rapport de charge $R_\epsilon = 0$. Le matériau subit donc un chargement répété avec des phases de traction et de compression. Etant donné le gradient de contraintes résiduelles dans la pièce, le chargement cyclique d'un point dans la pièce va dépendre de sa position dans cette dernière. Lorsque le chargement global de la pièce est en compression, la zone correspondant au maximum des contraintes résiduelles de compression est susceptible d'atteindre des contraintes plus importantes que la surface de l'éprouvette. Même pour un chargement globalement élastique, il est possible d'avoir localement une plastification, notamment au niveau de la zone où les contraintes résiduelles de compression sont maximales, la zone près de la surface restant élastique. On observe alors une relaxation des contraintes résiduelles dans la zone où les contraintes résiduelles en compression sont maximales et pas en surface.

Si l'amplitude de déformation est augmentée et que l'éprouvette plastifie, la surface et la zone où les contraintes résiduelles en compression sont maximales sont susceptibles de plastifier toutes les deux. Les contraintes à la surface et au maximum de contraintes résiduelles en compression se relaxent.

La Figure III-23 présente les boucles d'hystérésis au cycle 1000 pour les deux températures (20°C, 550°C) et les deux amplitudes de déformation investiguées ($\epsilon_{\text{normalisée}} = 0,7$ et $\epsilon_{\text{normalisée}} = 1$). Ces boucles représentent le comportement global de l'éprouvette et ne sont donc pas représentatives du comportement de la couche grenailée. Cependant, cette représentation permet de savoir si le matériau plastifie ou non lors de l'essai. Lorsque l'amplitude de déformation $\epsilon_{\text{normalisée}}$ égale 0,7 (Figure III-23.a), le comportement de

l'Inconel 718 DA est élastique à 20 et 550°C. Dans le même temps, aucune relaxation des contraintes résiduelles en surface de l'éprouvette grenailée n'est observée à 20°C.

Lorsque l'amplitude de déformation imposée est $\epsilon_{\text{normalisée}} = 1$ (Figure III-23.b), le comportement de l'Inconel 718 DA n'est plus élastique ni à 20°C, ni à 550°C. La relaxation des contraintes résiduelles est donc susceptible d'être plus élevée qu'à 0,7. C'est ce qui est observé concernant l'évolution des contraintes résiduelles maximales de compression. En revanche, le niveau de déformation n'est semble-t-il pas suffisant pour que la surface entre en plasticité.

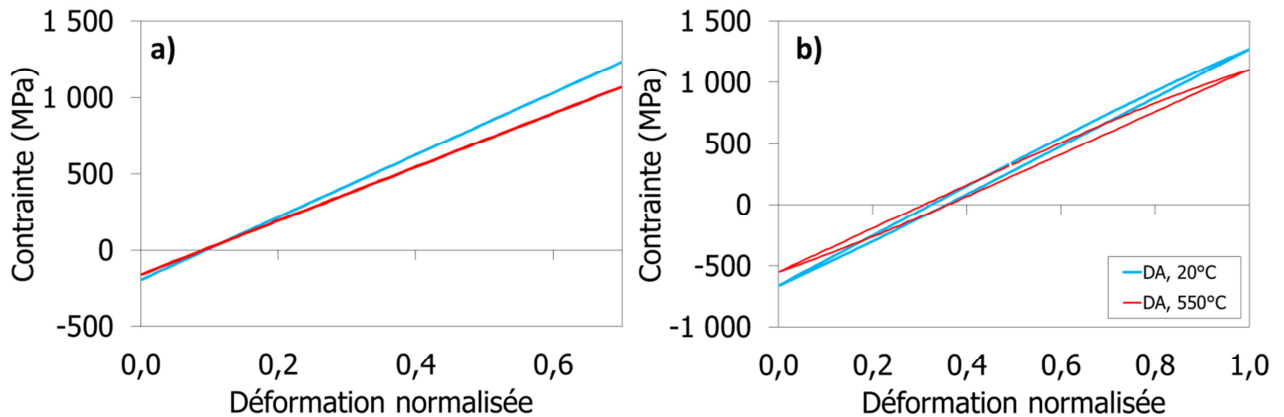


Figure III-23. Boucles d'hystérésis au cycle 1000 de l'Inconel 718 DA ; a) $\epsilon_{\text{normalisée}} = 0,7$; b) $\epsilon_{\text{normalisée}} = 1$

Pour conclure, sur l'Inconel 718 DA, pour les deux types de sollicitations, purement thermique, et thermique et mécanique, une relaxation **partielle des contraintes résiduelles et de l'érouissage a été observée** et quantifiée expérimentalement.

Il apparaît que la relaxation des contraintes sous chargement mécanique est plus importante pour le maximum de contrainte en compression. Pour les niveaux de chargement investigués, à 20°C, la relaxation des contraintes résiduelles en surface est inexistante alors qu'à 550°C elle est semblable à la relaxation obtenue pour un chargement uniquement thermique. Ces résultats indiquent donc que **l'érouissage induit par grenailage a une influence relativement faible sur la relaxation mécanique des contraintes résiduelles.**

III.3 Comparaison des différentes microstructures

L'analyse de l'impact de la microstructure sur la relaxation des contraintes résiduelles et de l'écroissage a été investiguée suite à une sollicitation thermique et/ou mécanique.

III.3.1 Après grenailage

La Figure III-24 présente les profils de contraintes résiduelles et l'écroissage induits par la condition de grenailage G2 pour les microstructures DA, gros grains, et gros grains et gros précipités. On rappelle que le grenailage est réalisé selon la norme AFNOR NFL 06-832 : le taux de recouvrement appliqué pour les trois microstructures est identique. De ce fait, le temps d'exposition nécessaire pour atteindre le même taux de recouvrement est d'environ 15 % inférieur dans le cas des microstructures modèles. Un même temps d'exposition est appliqué pour les deux microstructures modèles.

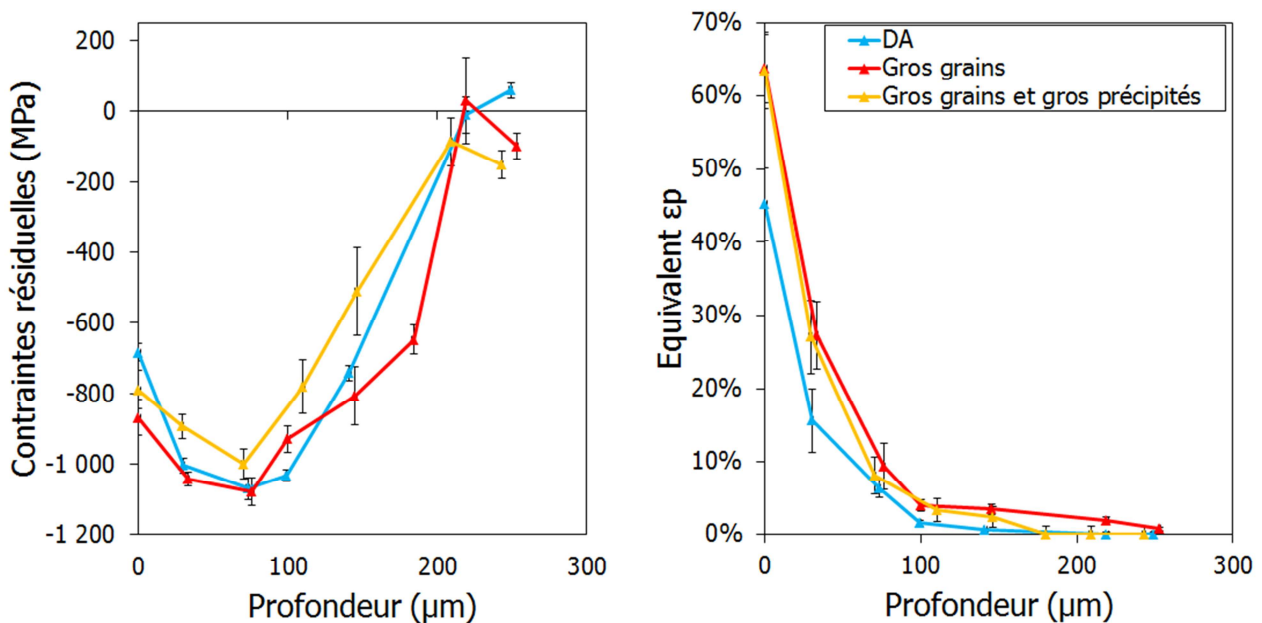


Figure III-24. Comparaison des différentes microstructures (condition de grenailage G2).

Des écarts inférieurs à 100 MPa sont observables entre les microstructures modèles et la microstructure DA en termes de contraintes résiduelles. L'écroissage est en revanche impacté par le changement de microstructure. Une augmentation de la taille des grains implique une augmentation de 15 % de l'écroissage. Peu de différences sont observables concernant les profils des deux microstructures modèles.

La limite d'élasticité à 20°C est différente entre les deux microstructures modèles ; 1345 MPa pour la microstructure à gros grains et 1260 MPa pour la microstructure à gros grains et gros précipités. On pourrait donc s'attendre à une différence en termes d'écroissage et de contraintes résiduelles, puisque les conditions de grenailage sont strictement identiques pour les deux microstructures modèles.

On rappelle que les traitements thermiques effectués afin d'obtenir les deux microstructures modèles ont permis d'augmenter la taille des grains d'un facteur 5 par rapport au DA ; et que le traitement de survieillissement pour obtenir la microstructure à gros grains et gros précipités a engendré une augmentation de la taille des précipités durcissants d'un facteur 10. Les résultats obtenus post grenailage indiquent donc que **la taille des grains a un impact prépondérant par rapport à la taille des précipités durcissants sur l'écroissage induit par grenailage pour les conditions de grenailage appliquées dans cette étude.**

III.3.2 Relaxation thermique

La même sollicitation thermique que présentée section III.2.2 est appliquée aux deux microstructures modèles. La Figure III-25 et la Figure III-26 présentent les profils de contraintes résiduelles et d'écroissage pour, respectivement, la microstructure à gros grains et à gros grains et gros précipités en fonction de la profondeur, pour différents temps de maintien. Ces profils sont relativement similaires à ceux obtenus sur Inconel 718 DA (Figure III-15).

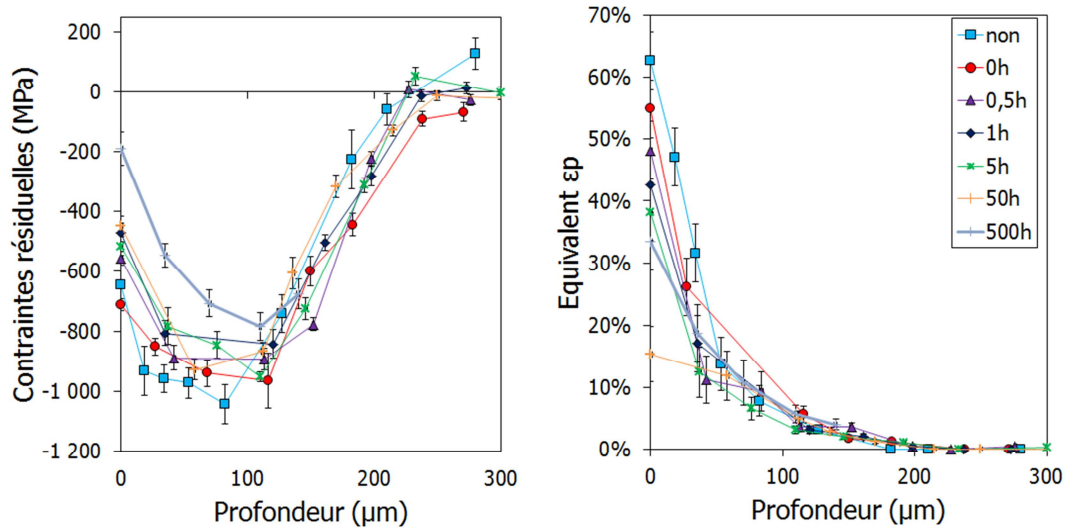


Figure III-25. Profils de contraintes résiduelles et d'écroissage pour différents temps de maintien de relaxation thermique, Inconel 718 gros grains, G2.

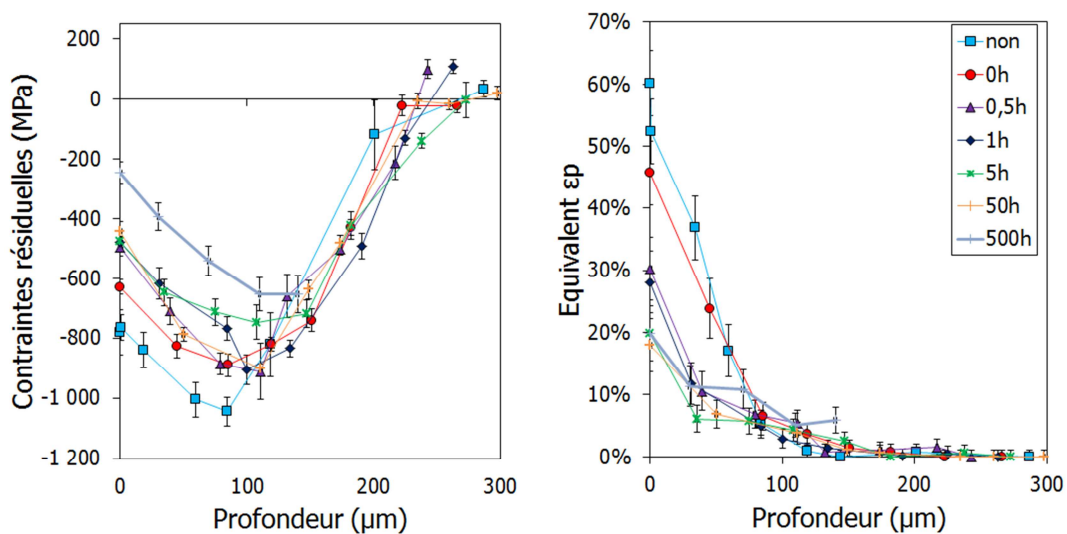


Figure III-26. Profils de contraintes résiduelles et d'écroissage pour différents temps de maintien de relaxation thermique, Inconel 718 gros grains et gros précipités, G2.

Pour évaluer l'influence de la microstructure sur la relaxation thermique des contraintes résiduelles, une étude des composantes caractéristiques du profil est réalisée. Il a été observé précédemment que l'écroissage a une influence sur la relaxation thermique des contraintes résiduelles. Plus l'écroissage induit par grenailage est important, plus la relaxation augmente.

S'il existe une influence de la microstructure sur la relaxation thermique des contraintes résiduelles, celle-ci peut donc, en surface, être masquée par l'impact de l'écroissage induit par grenailage. Pour identifier l'impact de la microstructure sur la relaxation thermique des contraintes résiduelles, il est donc préférable

de se placer à un endroit où l'érouissage a un impact plus faible. La contrainte maximale de compression se situe aux alentours de 80 μm pour les trois microstructures. A cette profondeur l'érouissage induit par grenailage est cinq fois inférieur à l'érouissage en surface. De plus, il est relativement similaire pour les deux conditions de grenailage exploitées.

De ce fait, il est proposé d'évaluer l'influence d'un changement microstructural en représentant l'évolution de la contrainte maximale de compression en fonction du temps de maintien à 550°C. Afin de comparer plus facilement les trois microstructures, les données sont normalisées par la valeur de la contrainte maximale de compression mesurée au temps $t = 0$ pour chaque microstructure. Le rapport ainsi calculé représente le taux de contraintes résiduelles non relaxées, nommé T_{cnr} .

$$T_{cnr} = \frac{\text{Contrainte au temps } t}{\text{contrainte au temps } t = 0} \quad \text{Eq. III-6}$$

Lorsque T_{cnr} est égal à 1, aucune relaxation des contraintes résiduelles n'est observée. Lorsque T_{cnr} est égal à 0, l'ensemble des contraintes résiduelles est relaxé.

La Figure III-27 compare l'évolution du T_{cnr} en fonction du temps de maintien pour les trois microstructures⁷. Comme précédemment (Figure III-16), les traits en pointillés représentent les courbes obtenues en fitant les données expérimentales à l'aide d'une fonction de type Zener-Wert-Avrami définie dans le chapitre 1, équation Eq. I-13.

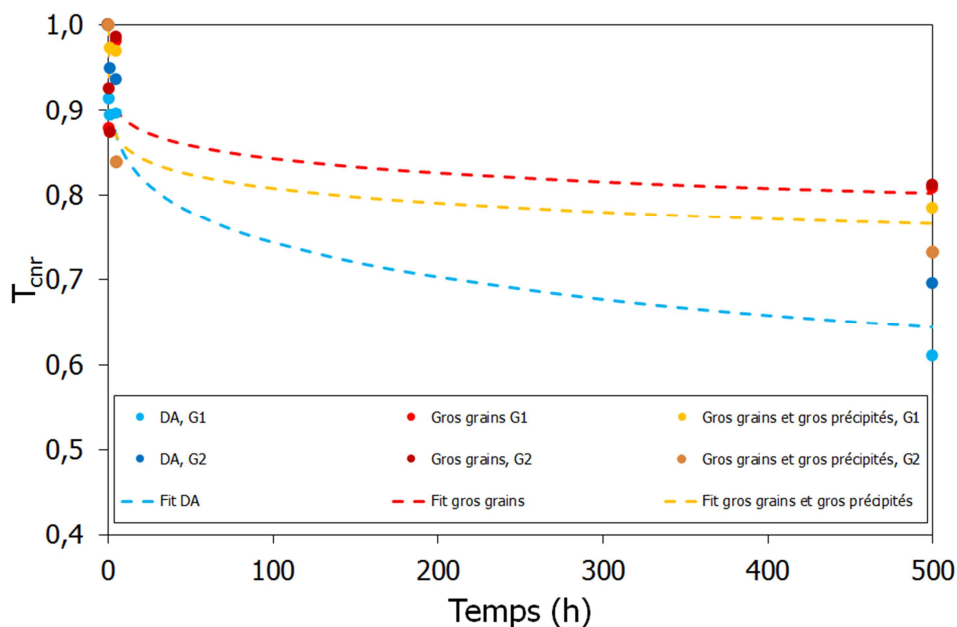


Figure III-27. Evolution du taux de contraintes résiduelles non relaxées en fonction du temps de maintien à 550°C pour les trois microstructures de l'étude. Données obtenues pour une profondeur d'environ 80 μm .

⁷ Les résultats obtenus après 50 heures de temps de maintien à 550°C donnent la même tendance pour les trois microstructures. Une relaxation beaucoup plus faible par rapport aux temps de maintien précédents est rencontrée. Il est possible qu'un problème durant la sollicitation thermique soit à l'origine de ces différences. De ce fait, les points obtenus pour un temps de maintien de 50 heures ne sont pas conservés pour réaliser l'analyse qui est présentée dans la suite.

Une augmentation de la taille des grains conduit à une diminution de la relaxation thermique des contraintes résiduelles. Une augmentation de la taille des précipités durcissants tend à augmenter la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement thermique.

De la même manière, la Figure III-28 compare l'évolution de l'écroissage induit par grenailage en fonction du temps de maintien pour les trois microstructures et les deux conditions de grenailage a) G1 et b) G2. Comme pour les contraintes résiduelles, une augmentation de la taille des grains conduit à une diminution de l'amplitude de relaxation thermique de l'écroissage induit par grenailage. Dans le même temps, une augmentation de la taille des précipités durcissant tend à augmenter l'amplitude de relaxation de l'écroissage induit par grenailage.

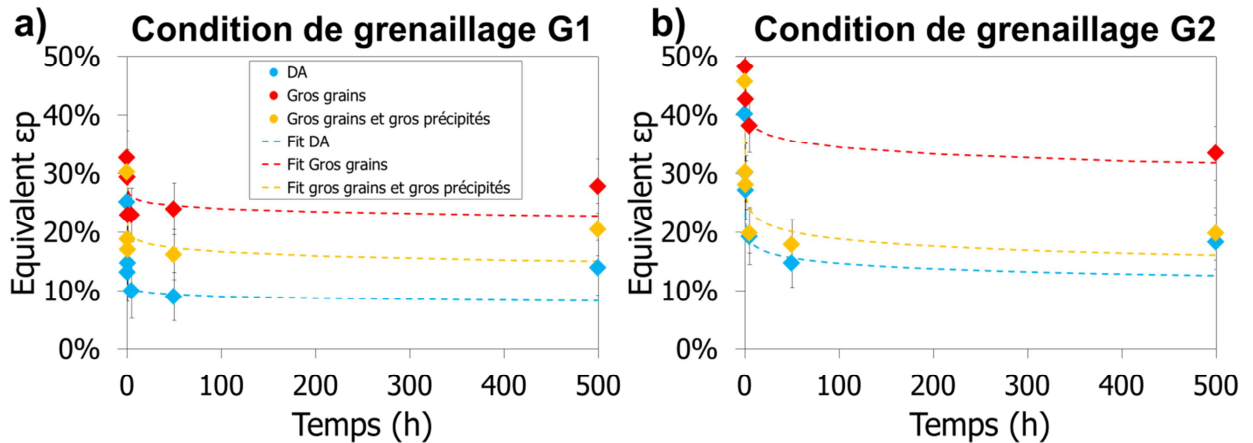


Figure III-28. Evolution de l'écroissage en fonction du temps de maintien pour les trois microstructures et les deux conditions de grenailage a) G1, b) G2.

D'après ces observations, il semble qu'une **augmentation de la taille des grains limite la relaxation des contraintes résiduelles et de l'écroissage**. Lorsqu'une pièce est soumise à une sollicitation thermique et présente un état mécanique non uniforme, le chargement peut être assimilé au fluage. Une augmentation de la taille des grains conduisant à une meilleure résistance au fluage, il n'est pas étonnant d'observer, ici, une relaxation des contraintes résiduelles et de l'écroissage induits par grenailage plus faible pour la microstructure à gros grains.

Une augmentation de la taille des précipités durcissants conduit à une élévation de la relaxation des contraintes résiduelles et de l'écroissage. Ces observations sont liées aux phénomènes intragranulaires. La Figure III-29 présente l'évolution schématisée de la cission résolue critique nécessaire à l'activation des mécanismes de franchissement des précipités en fonction de leur taille pour une fraction volumique constante. Les domaines des deux tailles de précipités durcissants investigués dans cette étude sont représentés en se basant sur une étude de [Sundararaman, 1988]. La microstructure à gros grains et gros précipités présente une cission résolue critique bien inférieure à la microstructure à gros grains. Cette différence implique que les dislocations sont plus mobiles dans le cas

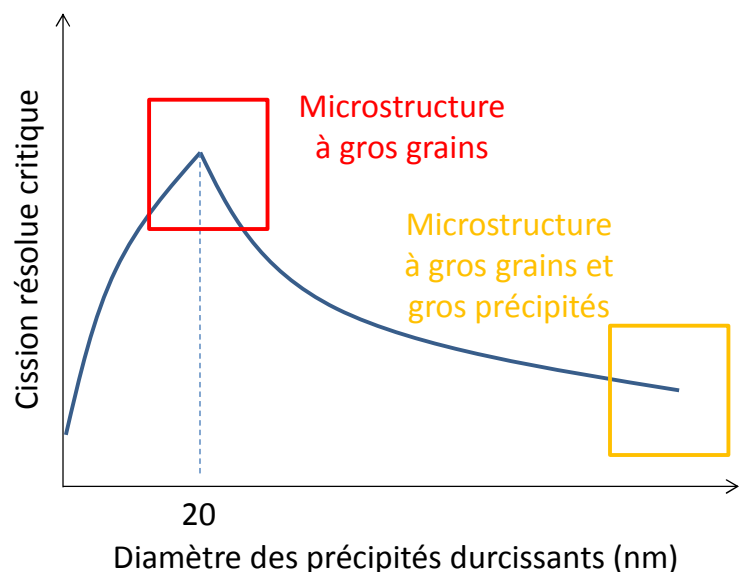


Figure III-29. Evolution de la cission résolue critique nécessaire à l'activation des mécanismes de franchissement des précipités en fonction de la taille des précipités pour une fraction volumique constante, d'après [Sundararaman, 1988].

d'une microstructure à gros précipités car elles ont besoin de moins d'énergie pour passer les précipités. De ce fait, lors de la sollicitation thermique, les dislocations se réarrangent plus facilement, ce qui conduit à un retour vers un état d'équilibre et donc une diminution des contraintes résiduelles et de l'érouissage.

Il est à présent proposé d'évaluer l'impact de la microstructure sur la relation qui existe entre l'érouissage induit par grenailage et la relaxation thermique des contraintes résiduelles. Autrement dit, on cherche à savoir si un changement de microstructure modifie l'influence de l'érouissage induit par grenailage sur la relaxation partielle des contraintes résiduelles sous chargement thermique. Comme précédemment, on s'intéresse à l'évolution des contraintes résiduelles par rapport à un état de référence à l'aide de la variable T_{cnr} . Cette analyse est réalisée en surface et pour les contraintes maximales de compression, pour un temps de maintien de 500 heures à 550°C.

La Figure III-30 présente le taux de contraintes résiduelles non relaxées en fonction de l'érouissage initial induit par grenailage. Les résultats présentés sont ceux obtenus pour les deux conditions de grenailage. On retrouve bien la tendance précédemment évoquée : plus l'érouissage induit par grenailage est important, plus le taux de contraintes résiduelles non relaxées est faible. Par contre, aucune influence notable est observée concernant l'impact de la microstructure sur la relation entre l'érouissage initial est le taux de contraintes résiduelles non relaxées.

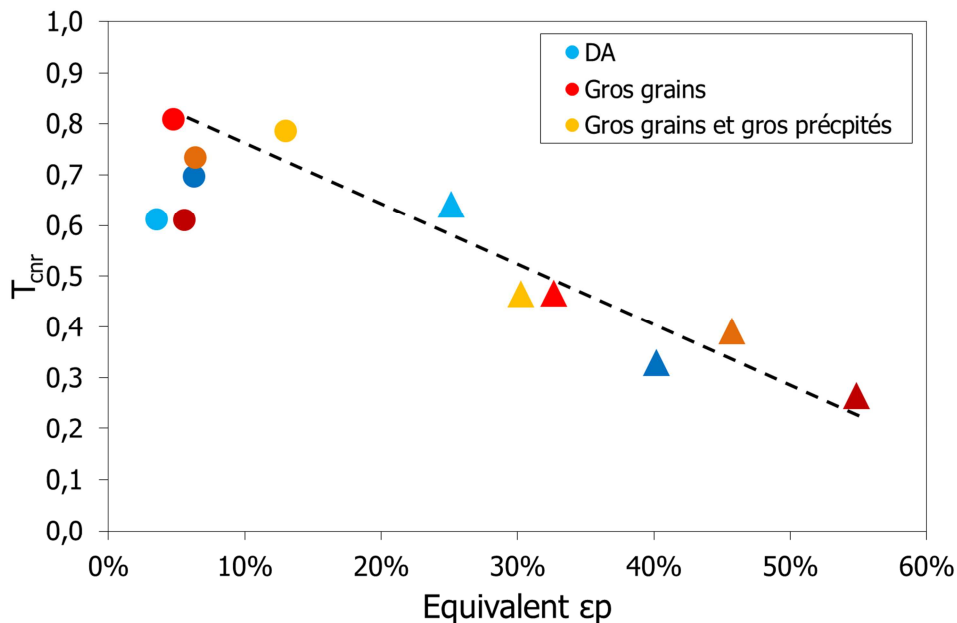


Figure III-30. Influence de l'érouissage induit par grenailage sur la relaxation des contraintes résiduelles à 550°C pendant 500 heures.

III.3.3 Relaxation mécanique

Par manque de temps et en raison de l'influence plus marquée d'un changement de taille de grains sur le comportement et la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718 (voir chapitre 1), il a été décidé d'évaluer uniquement l'impact de ce paramètre sur la relaxation mécanique des contraintes résiduelles et de l'érouissage sous sollicitation mécanique, au détriment de l'étude d'une influence de la taille des précipités durcissants.

Les formes des profils de contraintes résiduelles et d'érouissage obtenus sur la microstructure à gros grains sont similaires à la microstructure DA. Les profils sont présentés en annexe page 255. En revanche, l'évolution des contraintes résiduelles est dépendante de la microstructure. Il est proposé, comme précédemment sur l'Inconel 718 DA, d'étudier l'évolution de différentes variables caractéristiques des profils de contraintes résiduelles et d'érouissage. La Figure III-31 présente l'évolution des contraintes résiduelles en surface et des contraintes résiduelles maximales en compression en fonction de la déformation appliquée lors d'un chargement cyclique à 20°C pour l'Inconel 718 DA et l'Inconel 718 à gros grains, grenailés avec la condition G2.

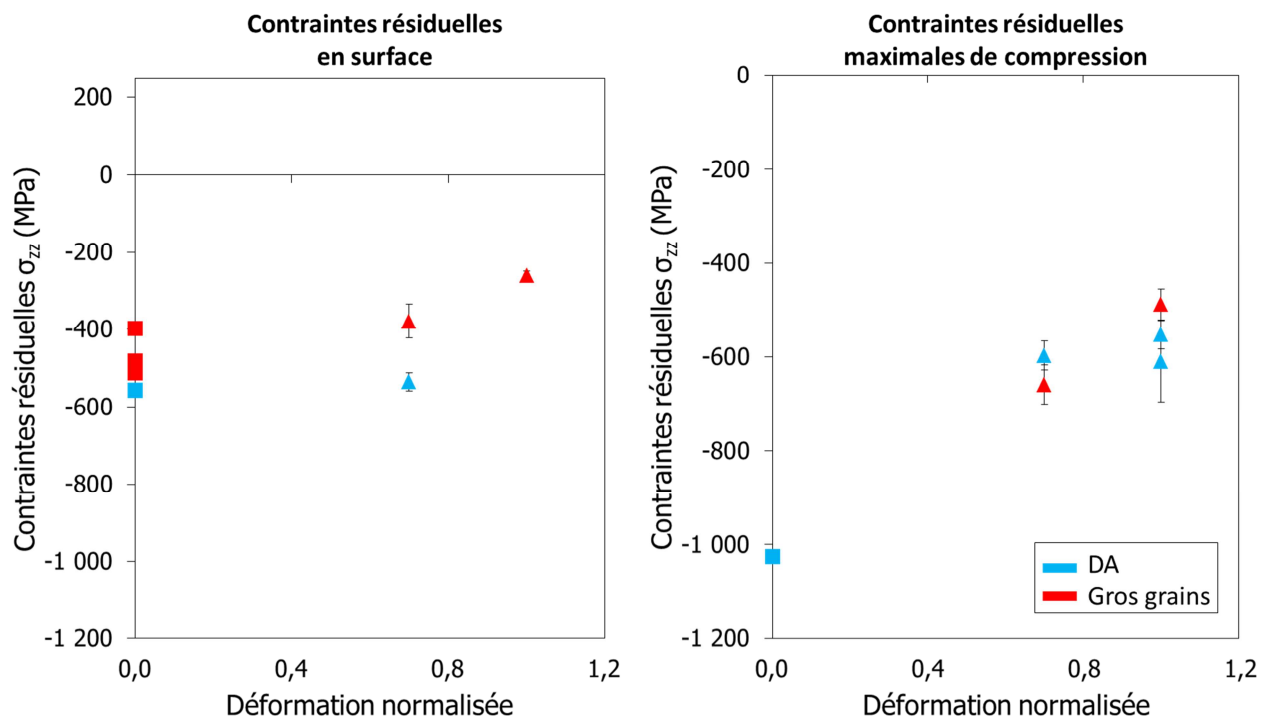


Figure III-31. Evolution des contraintes résiduelles en surface et des contraintes résiduelles maximales en compression à 20°C dans la direction de sollicitation en fonction de l'amplitude de déformation appliquée, pour les microstructures DA et gros grains.

Pour l'amplitude de déformation la plus faible, la relaxation des contraintes résiduelles en surface est inexistante pour les deux microstructures. Lorsque l'amplitude de déformation augmente, on observe une légère relaxation des contraintes résiduelles en surface pour la microstructure à gros grains. Concernant les contraintes résiduelles maximales de compression, pour l'Inconel 718 DA, la relaxation semble indépendante de l'amplitude de déformation. En revanche, pour la microstructure à gros grains, une augmentation de la déformation semble conduire à une augmentation de la relaxation des contraintes résiduelles.

Ces observations sont mises au regard des boucles hystérésis enregistrées au cycle 1000 et représentées Figure III-32. A 20 °C, le comportement mécanique pour l'amplitude de déformation la plus faible est élastique adapté pour l'Inconel 718 DA alors qu'une très faible plasticité est présente pour la microstructure à gros grains (Figure III-32.a). Il est donc logique d'observer une faible relaxation mécanique des contraintes résiduelles pour les deux microstructures. Lorsque l'amplitude de déformation est augmentée (Figure

III-32.b), l'ouverture des boucles d'hystérésis est plus franche pour la microstructure à gros grains. L'élévation de la déformation plastique semble se traduire par une relaxation des contraintes résiduelles légèrement plus élevée pour la microstructure à gros grains ce qui est en accord avec les précédentes observations.

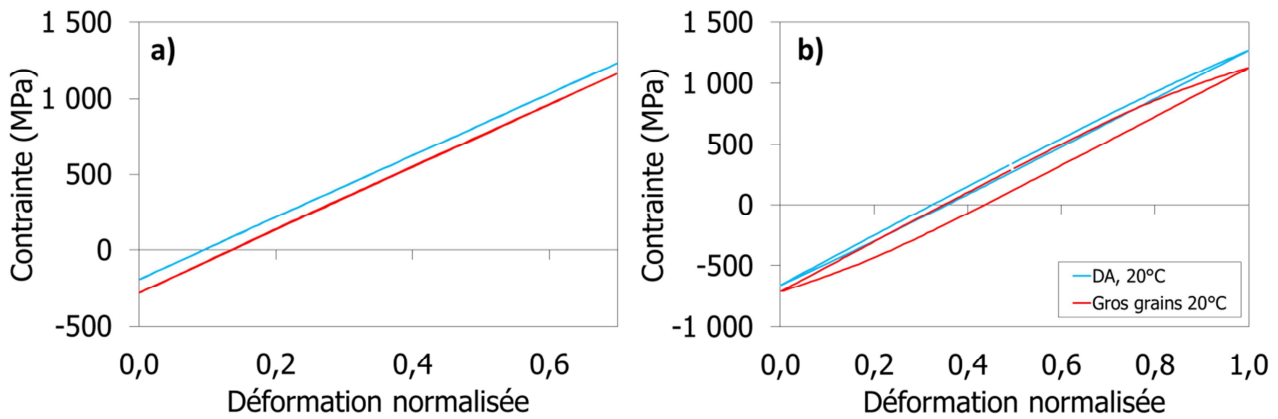


Figure III-32. Boucles d'hystérésis obtenues à 20°C au cycle 1000 a) $\epsilon_{\text{normalisée}} = 0,7$; b) $\epsilon_{\text{normalisée}} = 1$ pour les deux microstructures DA et gros grains.

La Figure III-33 présente l'évolution des contraintes résiduelles en surface et des contraintes maximales en compression en fonction de la déformation appliquée, lors d'un chargement cyclique à 550°C, pour l'Inconel 718 DA et l'Inconel 718 à gros grains, grenailés avec la condition G2. Ces données sont directement comparées aux contraintes résiduelles déterminées après sollicitation thermique seule. Les valeurs sont présentées par des traits pointillés ; en bleu pour la microstructure DA et en rouge pour la microstructure à gros grains.

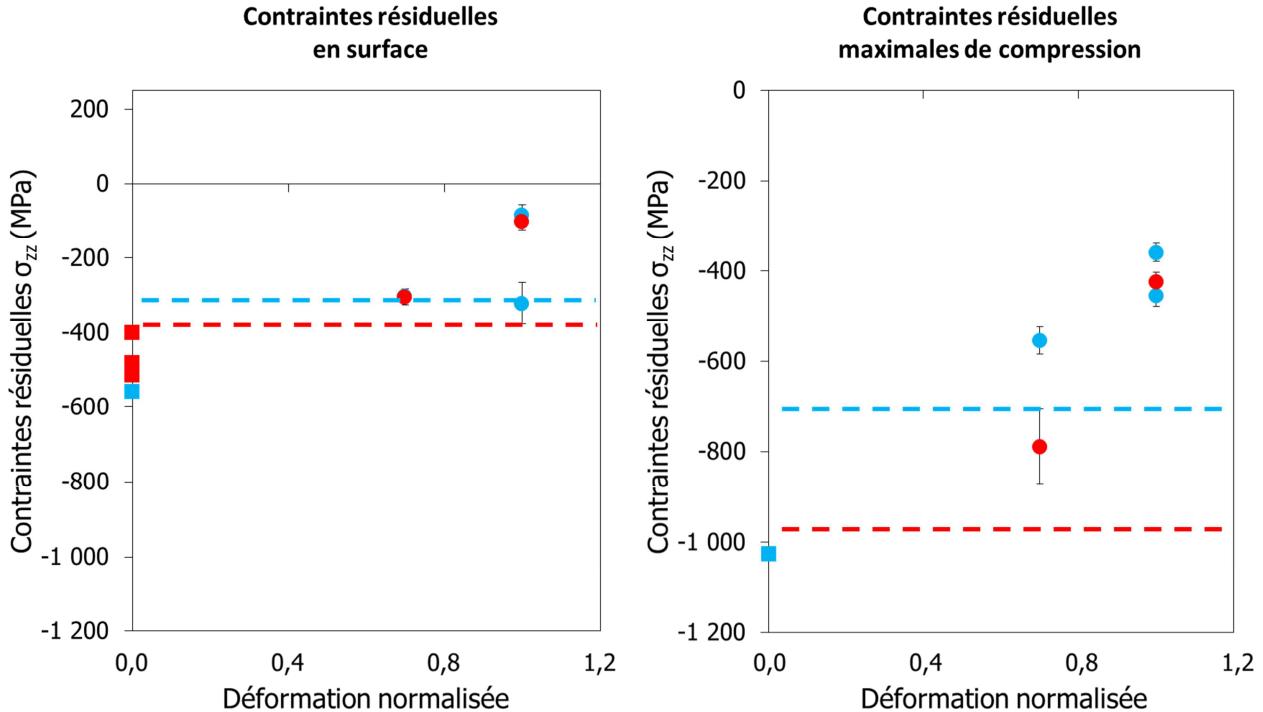


Figure III-33. Evolution des contraintes résiduelles en surface et de la contrainte maximale en compression à 550°C dans la direction de sollicitation en fonction de l'amplitude de déformation appliquée pour les microstructures DA et gros grains.

Alors que pour la microstructure DA, la relaxation des contraintes résiduelles en surface est principalement d'origine thermique à 550°C, il semble que cela ne soit pas le cas pour la microstructure à gros grains. En

effet, pour cette microstructure, la relaxation des contraintes résiduelles en surface sous chargement cyclique est plus importante que lors d'un chargement thermique seul. Dans le même temps, les contraintes résiduelles maximales de compression sont affectées par les deux composantes (thermiques et cycliques) pour les deux microstructures. Une élévation de l'amplitude de déformation imposée conduit à une augmentation de la relaxation des contraintes résiduelles. La part de relaxation mécanique semble tout de même plus marquée pour la microstructure à gros grains. Cette tendance est en accord avec les boucles d'hystérésis (Figure III-34). La microstructure à gros grains possède une limite d'élasticité inférieure de 150 MPa par rapport à la microstructure DA. Cette différence implique que, pour une amplitude de déformation donnée, la microstructure à gros grains plastifie plus que la microstructure DA.

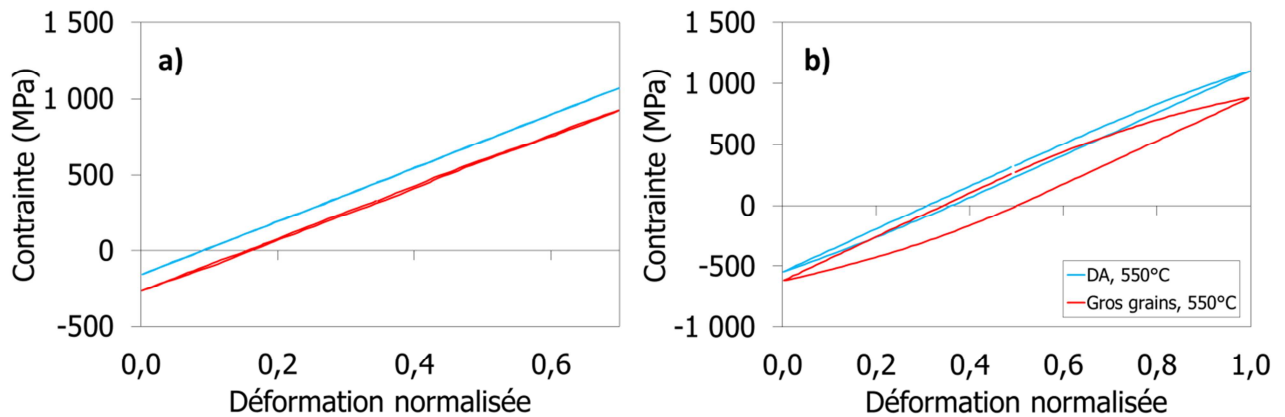


Figure III-34. Boucles d'hystérésis obtenues à 550°C au cycle 1000 a) $\epsilon_{\text{normalisée}} = 0,7$; b) $\epsilon_{\text{normalisée}} = 1$ pour les deux microstructures DA et gros grains.

En ce qui concerne l'érouissage, bien que l'amplitude de déformation soit beaucoup plus importante pour la microstructure à gros grains, aucune évolution au cours des cycles n'a été observée pour les essais à 20°C. Ces observations sont bien différentes des données obtenues par Dalaei et al. et Morançais qui montraient une diminution de l'érouissage avec une augmentation de l'amplitude de déformation [Dalaei et al., 2011; Morançais, 2016].

III.4 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était d'étudier l'influence des paramètres microstructuraux et des conditions de grenailage sur les contraintes résiduelles et l'érouissage et sur leur évolution lors de sollicitations thermiques et mécaniques. Pour évaluer l'érouissage, une méthode de calibration a été mise en place pour trois techniques de caractérisation : DRX, EBSD et microdureté. **La calibration permet à présent de comparer différentes microstructures entre elles vis-à-vis de l'érouissage.**

Une étude de l'influence des deux conditions de grenailage et de la géométrie des éprouvettes a ensuite été réalisée à l'aide de la diffraction des rayons X et de l'EBSD. Il ressort de cette étude que les conditions de grenailage et la géométrie des éprouvettes ont une influence sur les profils de contraintes résiduelles et d'érouissage. On notera également que la réalisation d'un seul profil de contraintes résiduelles et d'érouissage n'est pas suffisante pour caractériser l'influence du grenailage. La dispersion des résultats indiquent qu'une répétition des mesures sur différentes éprouvettes, ayant subies les mêmes conditions de traitement, est nécessaire pour évaluer correctement les variables caractéristiques des différents profils. De plus, une analyse EBSD a également permis de montrer que la taille des grains n'était pas modifiée suite à l'application des deux conditions de grenailage de cette étude.

L'évolution de l'état mécanique sous différentes sollicitations a ensuite été investigué sur l'Inconel 718 DA en appliquant deux types de sollicitations, purement thermique, et thermique et mécanique. Les principales conclusions de cette étude sont les suivantes :

- La relaxation des contraintes résiduelles est partielle quelle que soit la sollicitation appliquée dans cette étude.
- La relaxation des contraintes sous chargement mécanique est plus importante à l'endroit où les contraintes résiduelles sont maximales en compression.
- En surface, la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement mécanique est dépendante de la température, ce qui indique une forte dépendance de la relaxation des contraintes résiduelles à l'érouissage induit par grenailage.
- Dans le même temps, pour les niveaux de chargement investigués, à 20°C, la relaxation des contraintes résiduelles en surface est inexistante, alors qu'à 550°C elle est semblable à la relaxation obtenue pour un chargement uniquement thermique.

Ces résultats indiquent donc que **l'érouissage induit par grenailage a une influence relativement faible sur la relaxation mécanique des contraintes résiduelles mais forte sur la relaxation thermique des contraintes résiduelles.**

Comme pour l'Inconel 718 DA, deux types de sollicitation ont été investiguées afin d'évaluer la relaxation des contraintes résiduelles et de l'érouissage pour la microstructure à gros grains. Il apparaît qu'une augmentation des grains conduit à une relaxation thermique des contraintes résiduelles et de l'érouissage moins importante. En revanche, pour une amplitude de déformation donnée, une augmentation de la taille des grains induit une relaxation mécanique des contraintes résiduelles plus importantes.

Concernant l'influence de la taille des précipités durcissants, une étude de la relaxation des contraintes résiduelles et de l'érouissage sous chargement thermique a été réalisée. Elle a permis de montrer qu'une augmentation de la taille des précipités durcissants conduit à un accroissement de la relaxation thermique des contraintes résiduelles et de l'érouissage. La limite d'élasticité de la microstructure à gros grains et gros précipités étant inférieure à la microstructure à gros grains, il est fort probable qu'une augmentation de la taille des précipités durcissants induise une élévation de la relaxation mécanique des contraintes résiduelles et de l'érouissage sous chargement mécanique.

Chapitre IV Proposition de loi de comportement de l'Inconel 718

Ce chapitre a pour objectif de proposer un formalisme de loi de comportement et une identification des paramètres matériaux à deux températures et pour les trois microstructures étudiées.

Dans un premier temps, un état de l'art est réalisé afin d'identifier les principaux formalismes utilisés dans la littérature pour modéliser l'Inconel 718. Une liste des essais couramment réalisés pour identifier les modèles et les paramètres associés est également présentée. Au regard de cet état de l'art une matrice d'essais spécifique est ensuite proposée.

Une approche est ensuite développée afin de mettre en avant l'influence des essais et de leur dépouillement sur la mise en évidence des mécanismes. L'identification des paramètres est ensuite réalisée et plusieurs formalismes sont comparés pour l'Inconel 718 DA à 550°C.

L'identification des paramètres de la loi de comportement pour différentes températures et différentes microstructures est ensuite réalisée.

Finalement la capacité du formalisme à traduire la relaxation partielle des contraintes résiduelles est évaluée en comparant les résultats expérimentaux obtenus dans le chapitre 3 à la modélisation.

Sommaire

CHAPITRE IV PROPOSITION DE LOI DE COMPORTEMENT DE L'INCONEL 718	107
IV.1 ETAT DE L'ART DES FORMALISMES EXISTANTS ET PRESENTATION DES ESSAIS ASSOCIES	109
IV.2 PROPOSITION D'UNE MATRICE D'ESSAIS ET DE DEPOUILLEMENT	114
IV.3 IDENTIFICATION DU FORMALISME DE L'INCONEL 718	116
IV.3.1 IDENTIFICATION DE LA VISCOSITE	116
IV.3.1.1 Observations expérimentales	116
IV.3.1.1.1 Essais avec changement de vitesse de déformation sous sollicitation monotone ou cyclique	116
IV.3.1.1.2 Evolution de la vitesse de déformation au cours d'un cycle	118
IV.3.1.1.3 Essais de relaxation de contrainte à déformation imposée et constante	118
IV.3.1.2 Modélisation proposée	120
IV.3.2 NIVEAUX 1 ET 2 : ETUDE D'UN ESSAI DE TRACTION ET DES DONNEES DE FATIGUE	121
IV.3.2.1 Observations expérimentales	121
IV.3.2.2 Modélisation proposée en 2012	122
IV.3.3 NIVEAU 3 : ETUDE DE L'EVOLUTION DE L'AMPLITUDE DE CONTRAINTE D'ESSAIS DE COMPORTEMENT	124
IV.3.3.1 Observations expérimentales	124
IV.3.3.2 Modélisation proposée	125
IV.3.4 NIVEAU 4 : ANALYSE DES BOUCLES D'HYSTERESIS	126
IV.3.4.1 Observations expérimentales	126
IV.3.4.2 Modélisation proposée	127
IV.3.5 NIVEAU 5 : ANALYSE PLUS FINE DES BOUCLES D'HYSTERESIS	129
IV.3.5.1 Observations expérimentales	129
IV.3.5.2 Modélisation proposée	129
IV.4 IDENTIFICATION DES PARAMETRES DE LA LOI DE COMPORTEMENT	130
IV.4.1 IDENTIFICATION DES PARAMETRES DE L'INCONEL 718 DA A 550°C	130
IV.4.1.1 Identification des paramètres de la loi de comportement de niveau 4	131
IV.4.1.2 Identification des paramètres de la loi de comportement de niveau 5	132
IV.4.2 COMPARAISON DES DIFFERENTES VERSIONS DE FORMALISME ENTRE ELLES	132
IV.4.3 IDENTIFICATION DES PARAMETRES DE L'INCONEL 718 DA A 20°C	136
IV.4.4 INTRODUCTION DES EFFETS MICROSTRUCTURAUX DANS LA LOI DE COMPORTEMENT	138
IV.4.4.1 Observations expérimentales	138
IV.4.4.2 Modélisation proposée et résultats obtenus	139
IV.5 MODELISATION DE LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES	143
IV.5.1 PRESENTATION DU MODELE UTILISE ET DE L'INTRODUCTION DES CONTRAINTES RESIDUELLES DANS LE CODE ZSET	143
IV.5.2 RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES DE L'INCONEL 718 DA SOUS CHARGEMENT CYCLIQUE A 20°C	144
IV.5.3 RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES DE L'INCONEL 718 DA A 550°C	146
IV.5.3.1 Relaxation sous chargement thermique seul	146
IV.5.3.2 Relaxation mécanique	148
IV.6 CONCLUSION	150

Comme expliqué au chapitre 2, la loi de comportement est un outil indispensable dans le processus de dimensionnement de la durée de vie en fatigue d'une pièce. Dans ce projet, elle doit répondre à quatre objectifs.

Premièrement, la loi de comportement doit permettre d'évaluer de façon fidèle les valeurs de contraintes et de déformations d'une structure soumise à une sollicitation mécanique répétitive au cycle stabilisé.

Deuxièmement, il a été observé au chapitre 3, qu'après grenailage, une relaxation partielle des contraintes résiduelles sous chargements thermique et mécanique pouvait avoir lieu avec des amplitudes de relaxation différentes suivant la microstructure. La loi de comportement doit donc être capable de décrire cette relaxation partielle des contraintes résiduelles.

Troisièmement, le projet ayant pour ambition de créer un chaînage allant de la modélisation du procédé de grenailage à la prédiction de la durée de vie en fatigue, il est nécessaire de disposer d'une loi de comportement apte à traduire le comportement statique, cyclique et dynamique du matériau à 20 et 550°C.

Finalement, afin de mettre en place une méthodologie permettant l'optimisation du processus du grenailage pour différentes pièces et différents designs de pièces, il est nécessaire d'introduire dans la loi de comportement une dépendance aux effets microstructuraux. Ceci représente donc le quatrième et dernier objectif de la loi de comportement.

A ce jour, il apparaît qu'aucun modèle ne permet de répondre à ces quatre objectifs en même temps. Les modèles sont généralement restreints à un régime de déformation et de vitesse de déformation, à une microstructure ou à une application très spécifique. Il est donc proposé d'investiguer la possibilité de définir une formulation de loi de comportement permettant de répondre à ces quatre objectifs en s'inspirant des travaux déjà réalisés dans la littérature.

IV.1 Etat de l'art des formalismes existants et présentation des essais associés

Pour prédire les propriétés mécaniques au cycle stabilisé, il est nécessaire de modéliser les mécanismes mis en jeu dans le matériau au cours de la vie de la pièce. Dans le cas de l'Inconel 718, il a été montré dans la littérature la présence d'effets d'adoucissement cyclique, d'effet mémoire, d'effet de rochet et de relaxation de la contrainte moyenne sous chargements cycliques notamment dissymétriques [D. Fournier et al., 1977; Chaboche et al., 1991; Park et al., 2007; Gustafsson et al., 2011; Chaboche et al., 2012].

Le phénomène d'adoucissement cyclique, dans le cas de l'Inconel 718, est lié au cisaillement des précipités durcissants. La résistance au franchissement par les dislocations des précipités est la source du durcissement de cet alliage. Une fois cisailés, ils opposent moins de résistance ce qui conduit à l'adoucissement de l'alliage.

L'effet mémoire représente le fait que l'adoucissement cyclique ou le durcissement cyclique du matériau est dépendant de l'histoire qu'a subit le matériau avant l'application d'une sollicitation. On le retrouve sur des matériaux tels que l'acier 316L et l'Inconel 718. Après saturation de l'écrouissage cyclique pour un niveau de déformation donné, si l'on augmente la déformation, il apparaît une nouvelle consolidation ou accommodation cyclique jusqu'à une nouvelle saturation et ainsi de suite pour des niveaux croissants de déformation. En revanche, si l'on retourne au plus faible niveau de déformation, la valeur stabilisée du cycle correspond sensiblement à celle obtenue lors du pré-cyclage sous la plus grande amplitude [Chaboche et al., 1979]. Cependant, dans certaines conditions de très forts pré-écrouissages, cet effet est partiellement évanescent, c'est-à-dire qu'au cours du cyclage sous le plus faible niveau, la valeur stabilisée du cycle a tendance à décroître à nouveau, pour éventuellement retrouver la valeur correspondant au cycle stabilisé obtenu directement pour la plus faible amplitude.

L'effet de rochet et de relaxation de la contrainte moyenne sont caractéristiques des mêmes mécanismes. La différence entre ces deux effets réside dans les conditions de sollicitations qui mènent à eux. Pour identifier un effet de rochet il est nécessaire de réaliser un essai en contrainte imposée alors qu'un essai en déformation imposée est indispensable pour évaluer un effet de relaxation de contrainte moyenne. Ces effets correspondent au fait que le matériau n'atteint pas de cycle stabilisé au cours de la sollicitation ou que la stabilisation intervient très tard au cours de l'essai.

De nombreux formalismes ont été proposés dans la littérature pour décrire le comportement élasto-viscoplastique des matériaux depuis quelques décennies notamment à l'Onera [Armstrong et al., 1966; Mróz, 1967; Bodner et al., 1986; Contesti et al., 1989; Nouailhas, 1989; Chaboche et al., 1991; Chaboche, 1991; Freed et al., 1993; Auricchio, 1997; Ohno, 1998; Abdel-Karim, 2010; Chaboche et al., 2012]. Concernant l'Inconel 718, les développements ont également été nombreux pour décrire notamment la relaxation de la contrainte moyenne et l'adoucissement cyclique. Pour cela, des modèles de type viscoplasticité unifiée avec superposition d'érouissages isotropes et cinématiques non linéaires ont été mis en œuvre [Chaboche et al., 1979; Chaboche et al., 1991; Chaboche et al., 1997; Park et al., 2007; Desmorat, 2010; Gustafsson et al., 2011; Becker et al., 2011; Chaboche et al., 2012]. En 1991, Chaboche et al. étudient l'effet de rochet dans l'Inconel 718 TR à 550°C [Chaboche et al., 1991]. Cet effet est pris en compte par l'intermédiaire d'érouissages cinématiques non linéaires. En 2012, Chaboche et al. proposent une identification permettant de traduire l'évolution de la contrainte moyenne sous chargement cyclique dissymétrique [Chaboche et al., 2012]. Elle s'appuie sur un modèle utilisant des érouissages cinématiques à seuil. Il apparaît que ce type de modèle est particulièrement adapté pour l'analyse en fatigue et l'estimation de la durée de vie mais également pour décrire la relaxation partielle des contraintes résiduelles [Chaboche et al., 1997]. Concernant la description de l'effet mémoire, bien qu'il ait été identifié sur l'Inconel 718 et introduit dans un formalisme par Chaboche et al. en 1991, il apparaît qu'il n'a jamais été utilisé depuis dans la description du comportement cyclique de l'Inconel 718 [Chaboche et al., 1991]. En revanche, de nombreuses formulations existent dans la littérature pour traduire cet effet [Chaboche et al., 1979; Zhang et al., 2008; Krishna et al., 2009; Taleb et al., 2010].

Les modèles évoqués ci-dessus ont été identifiés uniquement dans le domaine quasi-statique ce qui n'est pas suffisant lorsque l'on s'intéresse à la modélisation du procédé de grenailage. Pour traduire des effets dynamiques induits lors du grenailage, un modèle de type Johnson-Cook aurait pu être envisagé [Wang et al., 2013; Sanjurjo et al., 2014]. Cependant, l'incapacité du modèle à traduire les effets de relaxation de contrainte moyenne écarte définitivement son utilisation pour la problématique investiguée ici.

Concernant la prise en compte des effets de microstructure dans les modèles de comportement, il n'apparaît pas de grandes propositions permettant d'appliquer une approche phénoménologique choisie pour cette étude. En revanche, il a été montré que la taille des grains avait une influence sur la limite élastique et était gouvernée par une loi Hall-Petch. Dans le même temps l'influence de la taille des précipités durcissants est notable sur la limite d'élasticité et sur l'adoucissement cyclique du matériau (voir chapitre 1). Le problème des modèles macroscopiques est qu'ils présentent de nombreux paramètres pour lesquels il est difficile d'identifier des effets microstructuraux sans réaliser beaucoup d'essais. De ce fait, les modélisations concernant l'Inconel 718 et la sensibilité aux effets microstructuraux reposent généralement sur des modélisations plus physiques basées sur les densités de dislocations [Fisk et al., 2012; Fisk et al., 2014] ou sur des modélisations multi-échelle nécessitant une homogénéisation [Cruzado et al., 2015; Cruzado et al., 2017].

Cet examen de la littérature montre qu'il semble possible d'utiliser des formalismes existants pour traduire les quatre principaux effets déjà observés sur l'Inconel 718. En revanche, il apparaît qu'aucune identification ne permet de prendre en compte l'ensemble des effets décrits en même temps. L'association des différents formalismes proposés jusqu'alors représente donc une étape importante dans la modélisation du comportement de l'Inconel 718. La cohérence de ce type de modélisation fine suppose néanmoins une description la plus exhaustive possible des mécanismes observables au niveau de la réponse global du matériau. Pour cela des essais spécifiques peuvent être réalisés. Ils sont classés ici selon trois grandes classes :

les essais monotones, les essais de fatigue visant à définir la courbe de Wöhler et les essais de comportement.

Les essais monotones consistent à appliquer un chargement de type traction, compression, flexion ou torsion à un matériau en augmentant l'allongement du matériau jusqu'à une certaine valeur donnée de déformation ou jusqu'à rupture.

Les essais de fatigue, réalisés à amplitude de déformation imposée et constante, ont pour objectif d'évaluer le nombre de cycles à amorçage de fissure pour un niveau de sollicitation donné. Les valeurs en contrainte obtenues à mi-durée de vie peuvent être utilisées pour suivre l'évolution du comportement du matériau sous chargement cyclique offrant ainsi des informations sur la réponse mécanique du matériau. Un suivi de l'évolution des contraintes et des déformations au cours de l'essai est également possible lorsqu'une acquisition continue est réalisée. Les données peuvent être intéressantes pour définir si le matériau présente un adoucissement ou un durcissement cyclique. Cependant, les amplitudes de déformation investiguées induisent généralement de trop faibles déformations plastiques pour identifier précisément les effets.

Les essais de comportement, en revanche, ne sont pas nécessairement représentatifs d'une sollicitation type vue par la pièce et peuvent être définis de manière à exacerber les effets afin de les prendre en compte plus facilement dans les modèles. Ces essais de comportement peuvent être cyclique, monotone avec changement de vitesse de déformation ou encore de type relaxation. Dans ce travail, trois types d'essais de comportement cyclique ont été identifiés pour établir les formalismes de loi de comportement. Bien que similaires, ils présentent certaines particularités qui en font des essais très complémentaires.

Essai 1 :

L'essai 1 permet d'étudier l'évolution de l'amplitude de contrainte sur un grand nombre de cycles et pour différentes valeurs de déformation imposée. Il se déroule couramment à rapport de charge $R_\epsilon = -1$ (Figure IV-1). À chaque amplitude de déformation, une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} est appliquée pendant 500 cycles. Quatre amplitudes de déformations sont investiguées dans l'exemple proposé ici.

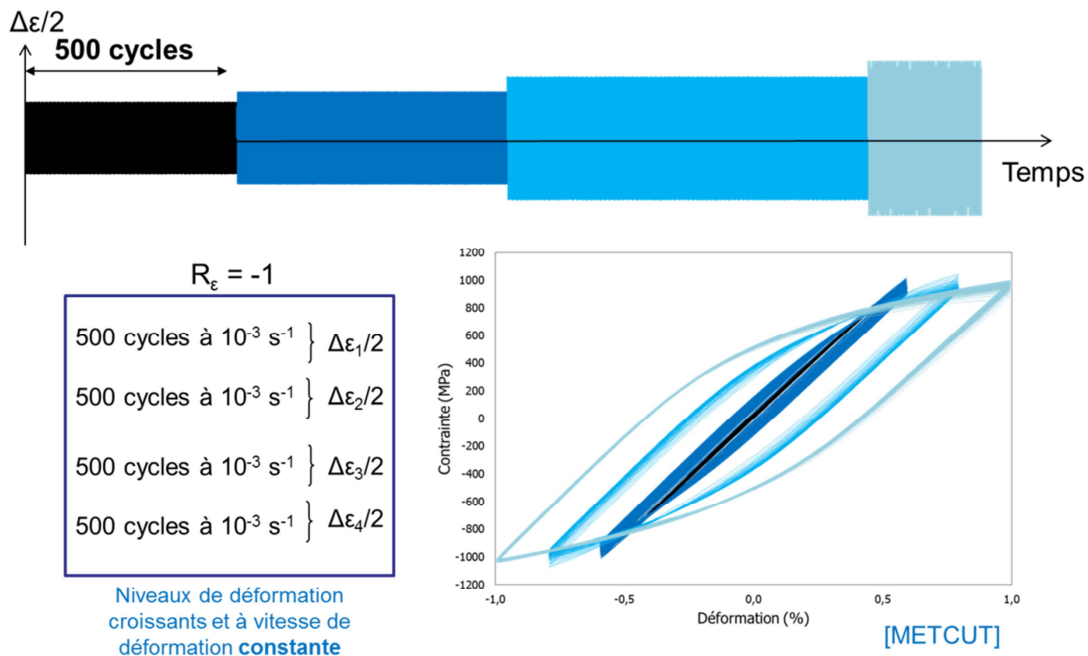


Figure IV-1. Essai de comportement cyclique : essai 1.

Essai 2 :

L'essai 2 permet d'identifier l'influence de la vitesse de déformation et l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles.

Comme pour l'essai précédent, cet essai se déroule à rapport de charge $R_\epsilon = -1$. En revanche, à chaque amplitude de déformation, trois vitesses de déformation sont appliquées, 10^{-3} s^{-1} pendant 64 cycles, 10^{-4} s^{-1} pendant 32 cycles et 10^{-5} s^{-1} pendant 8 cycles. Trois amplitudes de déformation sont investiguées. La Figure IV-2 présente un exemple d'essai cyclique réalisé au cours de la campagne expérimentale pour la micro-structure DA à 550°C .

Les essais 1 et 2, bien que relativement similaires permettent d'obtenir des informations complémentaires. De par le nombre de cycles effectués, la plasticité cumulée pour les deux essais est différente pour un même niveau de déformation plastique. Ceci permet de dissocier les effets liés à la plasticité cumulée et ceux liés à l'amplitude de déformation plastique.

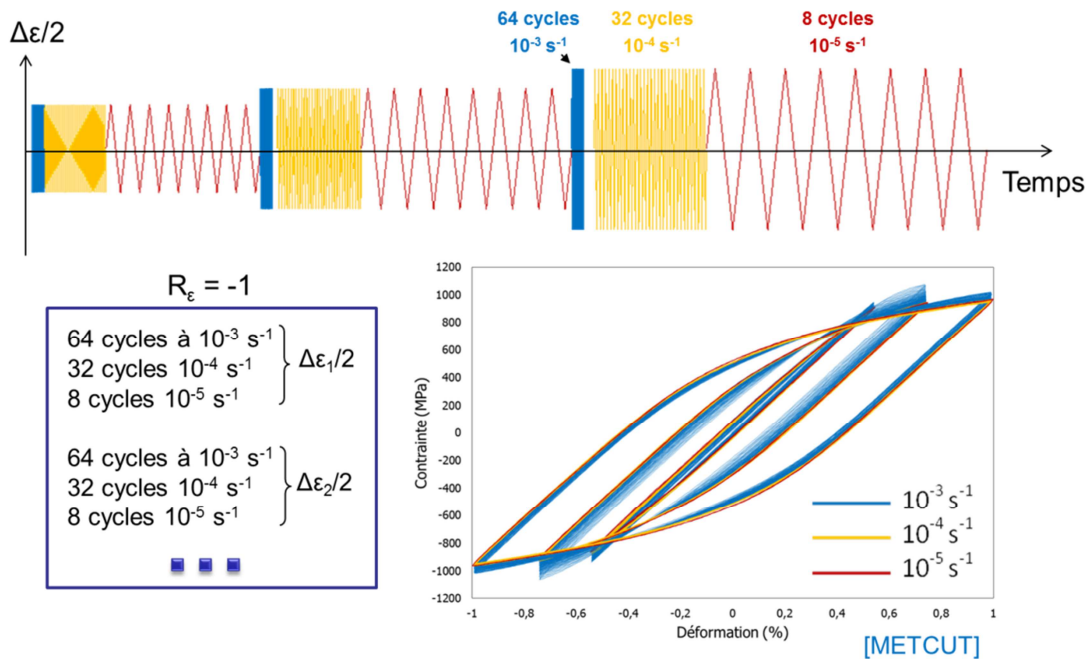


Figure IV-2. Essai de comportement cyclique : essai 2.

Essai 3 :

Ce troisième type d'essai permet d'évaluer l'adoucissement cyclique et la relaxation de la contrainte moyenne sous chargement cyclique dissymétrique (Figure IV-4). Il se déroule à rapport de charge $R_\epsilon = 0$ (Figure IV-3). À chaque amplitude de déformation, une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} est appliquée pendant N cycles. Différentes amplitudes de déformation sont investiguées.

De par sa définition, cet essai peut remplacer l'ensemble des données obtenues en fatigue concernant l'évaluation de la relaxation de la contrainte moyenne. Il permet également d'investiguer des niveaux de déformation plus importants que pour un essai de fatigue traditionnel dont la durée de vie visée ne conduit pas nécessairement à une plastification macroscopique. En revanche, si le matériau met un temps conséquent à se stabiliser, il est possible que cet essai sur-estime ou sous-estime les valeurs réelles de contrainte moyenne à stabilisation.

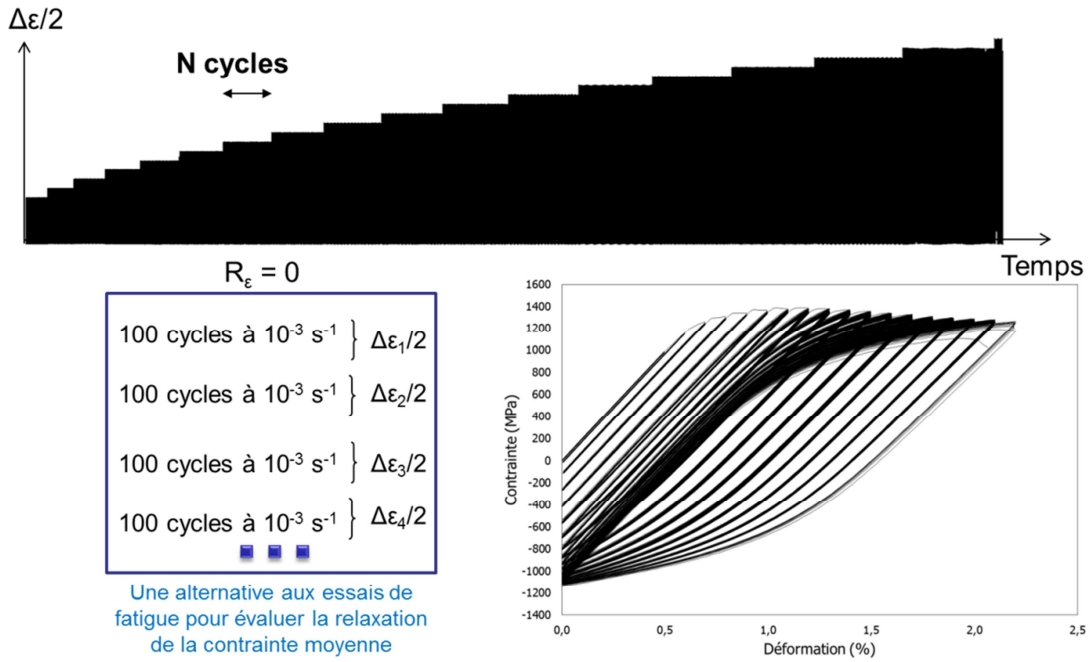


Figure IV-3. Essai de comportement cyclique : essai 3 [Prisacari, 2017].

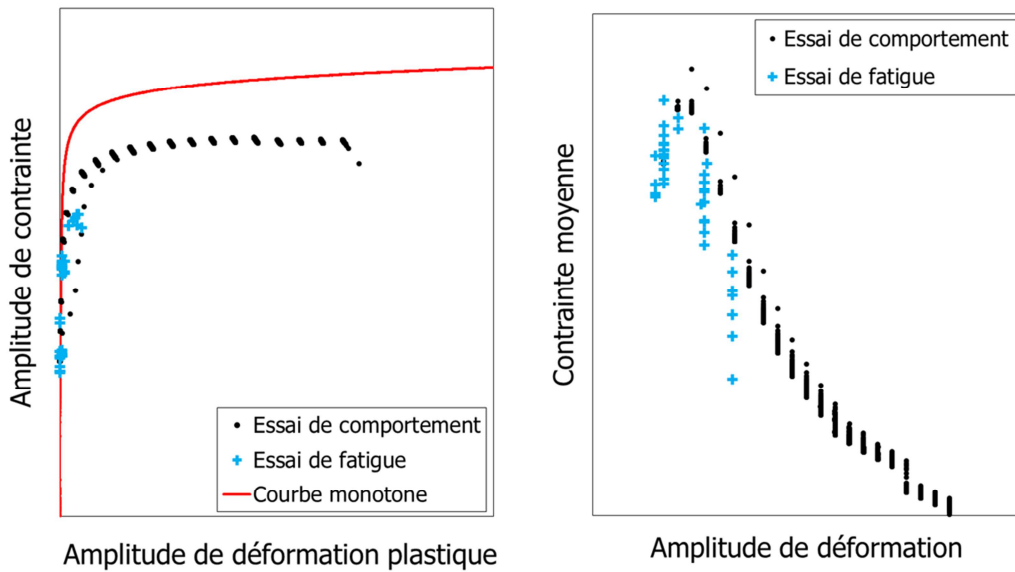


Figure IV-4. Intérêt à réaliser un essai de comportement cyclique à rapport de charge nul pour remplacer des essais de fatigue.

Pour caractériser les effets de vitesse, différents types d'essais existent et sont dépendants du régime de vitesse de déformation plastique investigué.

Pour les régimes à forte vitesse (comportement dynamique du matériau), des essais aux barres de Hopkinson sont généralement utilisés [Kobayashi et al., 2008; Wang et al., 2013; Sanjurjo et al., 2014].

Pour identifier les effets de viscosité dans le régime quasi-statique des essais avec changement de vitesse de déformation sous sollicitation monotone ou cyclique peuvent être réalisés [Chaboche et al., 2013].

Il est également possible d'investiguer les régimes inférieurs à 10^{-5} s^{-1} en réalisant des essais de relaxation de contrainte à déformation imposée et constante.

Il apparaît de cette revue que le choix des essais est primordial dans la définition du formalisme d'une loi de comportement. La définition d'une matrice d'essais permettant d'identifier finement les mécanismes intervenant dans l'Inconel 718 sous différents types de chargement représente donc une étape essentielle dans l'identification d'un formalisme.

IV.2 Proposition d'une matrice d'essais et de dépouillement

On rappelle que les objectifs de la loi de comportement sont la description des cycles stabilisés en fatigue, la prédiction de la relaxation des contraintes résiduelles et de la contrainte moyenne sous chargements cycliques dissymétriques, la prise en compte des effets de viscosité pour traduire à la fois le comportement cyclique quasi-statique et le comportement dynamique, et enfin, la prise en compte des effets de microstructure. Au regard des différents mécanismes déjà observés dans la littérature une matrice d'essais spécifique a été mise en place et présentée dans le Tableau IV-1.

Type d'essai	Caractéristique de l'essai	Microstructures		
		DA	Gros grains	Gros grains et gros précipités
Essais monotone	Avec changement de vitesse			
	Sans changement de vitesse			
Essais cyclique	Essai 1 : Rapport de charge : $R_\epsilon = -1$ Vitesse de déformation imposée : 10^{-3} s^{-1} Nombre de niveaux de déformation appliqués : 4			
	Essai 2 : Rapport de charge : $R_\epsilon = -1$ Vitesse de déformation imposée : 10^{-3} s^{-1} ; 10^{-4} s^{-1} ; 10^{-5} s^{-1} Nombre de niveaux de déformation appliqués : 3 x 3			
Essais de relaxation	Après essai monotone			
	Après essai cyclique			

Température de l'essai : 20°C 550°C

Tableau IV-1. Matrice des essais de comportement réalisés dans la thèse.

Deux températures d'essais ont été étudiées : 20°C et 550°C. En effet, le grenailage est effectué à température ambiante tandis que les disques de turbine subissent généralement des sollicitations à 550°C. Il est proposé d'investiguer la possibilité d'avoir un même formalisme pour décrire le comportement du matériau à ces deux températures et pour différents régimes de vitesse (dynamiques et quasi-statiques) rencontrés pour ces deux applications.

Afin d'investiguer la présence de viscosité dans le matériau, un essai de traction à deux vitesses (10^{-3} s^{-1} et 10^{-5} s^{-1}) suivi d'un essai de relaxation est réalisé à 550°C. Un essai de relaxation est également réalisé suite aux essais cycliques afin d'évaluer l'évolution de la contrainte visqueuse en fonction de la plasticité cumulée introduite durant l'essai à 20°C et 550°C. Par ailleurs, des essais dynamiques réalisés à 20°C dans le cadre de la thèse de Boyer sont ajoutés pour évaluer l'évolution de la contrainte visqueuse en fonction de la vitesse de déformation plastique pour un régime de vitesse allant de 10^{-9} s^{-1} à 10^3 s^{-1} [Boyer, 2017].

Les essais de comportement 1 et 2 présentés au paragraphe précédent sont réalisés afin d'évaluer l'amplitude de l'adoucissement cyclique et de l'effet mémoire ainsi que la forme des boucles d'hystérésis. L'essai 3 n'est en revanche pas réalisé car des données en fatigue étaient disponibles pour évaluer la relaxation de la contrainte moyenne.

Pour évaluer la possibilité de prendre en compte les effets de microstructure dans la modélisation, les essais sont réalisés pour les deux températures sur les trois microstructures choisies dans cette étude : DA, gros grains, et gros grains et gros précipités. Les deux microstructures modèles présentées au chapitre 2 sont donc étudiées de la même manière que la microstructure issue du disque.

Si les essais réalisés ont une importance capitale pour mettre en place un formalisme, leur dépouillement représente un outil indispensable pour améliorer la compréhension des mécanismes, l'identification d'un formalisme et les paramètres qui le compose. Afin de rendre compte des enjeux du dépouillement, il est proposé d'identifier le formalisme en considérant différents niveaux d'analyse allant de 1 à 5. Un récapitulatif de la démarche est présenté dans le Tableau IV-2.

Pour chaque niveau d'analyse, on dispose d'une information supplémentaire permettant de mieux définir les mécanismes. Les données utilisées sont associées à la fois au type d'essai effectué mais également au dépouillement réalisé.

- Pour le premier niveau on dispose d'un essai de traction et de données à mi-durée de vie obtenues en fatigue telles que l'amplitude de contrainte et la contrainte moyenne aux cycles stabilisés.
- Le niveau 2 est composé des données de niveau 1 et de l'évolution de l'amplitude de contrainte et de la contrainte moyenne au cours des cycles d'essais de fatigue.
- Au niveau 3 on ajoute les essais de comportement (1 et 2) pour lesquels on connaît l'évolution de l'amplitude de contrainte au cours de l'essai.
- Pour le niveau 4, la forme des boucles d'hystérésis des essais de comportement est étudiée pour identifier de nouveaux mécanismes.
- Finalement, les boucles d'hystérésis sont finement analysées pour extraire les valeurs des écrouissages isotropes et cinématiques dans l'analyse de niveau 5.

Type d'essais	1	2	3	4	5
Monotone	Traction	Traction	Traction	Traction	Traction
Fatigue	Données à mi-durée de vie	Données à mi-durée de vie	Données à mi-durée de vie	Données à mi-durée de vie	Données à mi-durée de vie
		Evolution de la contrainte au cours des cycles	Evolution de la contrainte au cours des cycles	Evolution de la contrainte au cours des cycles	Evolution de la contrainte au cours des cycles
Comportement			Evolution de la contrainte au cours des cycles	Evolution de la contrainte au cours des cycles	Evolution de la contrainte au cours des cycles
				Boucles d'hystérésis	Boucles d'hystérésis
					Valeurs des écrouissages isotropes et cinématiques

Tableau IV-2. Comparaison des différents essais et dépouillements réalisables pour établir le formalisme d'une loi de comportement cyclique.

Bien que la finalité de ce travail soit d'être capable de traduire le comportement de la couche grenillée, l'identification du formalisme et des paramètres est réalisée sur le matériau brut, non grenillé, dépourvu de contraintes résiduelles et d'écrouissage. Comme décrit précédemment dans la présentation de la démarche globale adoptée ici, les gradients de contraintes résiduelles et d'écrouissage induits par grenillage sont introduits dans un second temps.

IV.3 Identification du formalisme de l'Inconel 718

Les développements concernant le formalisme sont réalisés sur de l'Inconel 718 Direct Aged directement issu du disque de turbine. Pour chaque niveau d'analyse les essais expérimentaux et le dépouillement réalisés sont mis en regard du formalisme qu'il est possible d'identifier. Par ailleurs, l'identification de la viscosité étant quelque peu différente, elle n'est associée à aucun niveau de dépouillement et présentée en premier.

IV.3.1 Identification de la viscosité

La viscosité joue un rôle essentiel dans une loi élasto-visco-plastique. On se propose d'étudier les effets de viscosité pour différents régimes de déformation plastique en analysant les essais avec changement de vitesse de déformation sous sollicitation monotone ou cyclique, lors d'une relaxation de contrainte à déformation imposée et constante, et en analysant finement l'évolution du taux de déformation plastique au cours d'un cycle (Tableau IV-1).

IV.3.1.1 Observations expérimentales

IV.3.1.1.1 Essais avec changement de vitesse de déformation sous sollicitation monotone ou cyclique

Intéressons-nous tout d'abord aux essais cycliques avec changement de vitesse et niveau croissant de déformation. Lors d'un changement brusque de vitesse de déformation, l'influence de la viscosité peut s'observer si l'on considère notamment l'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles. Les essais à 20°C (Figure IV-5) et à 550°C (Figure IV-6) ont ainsi révélé des comportements différents selon la température.

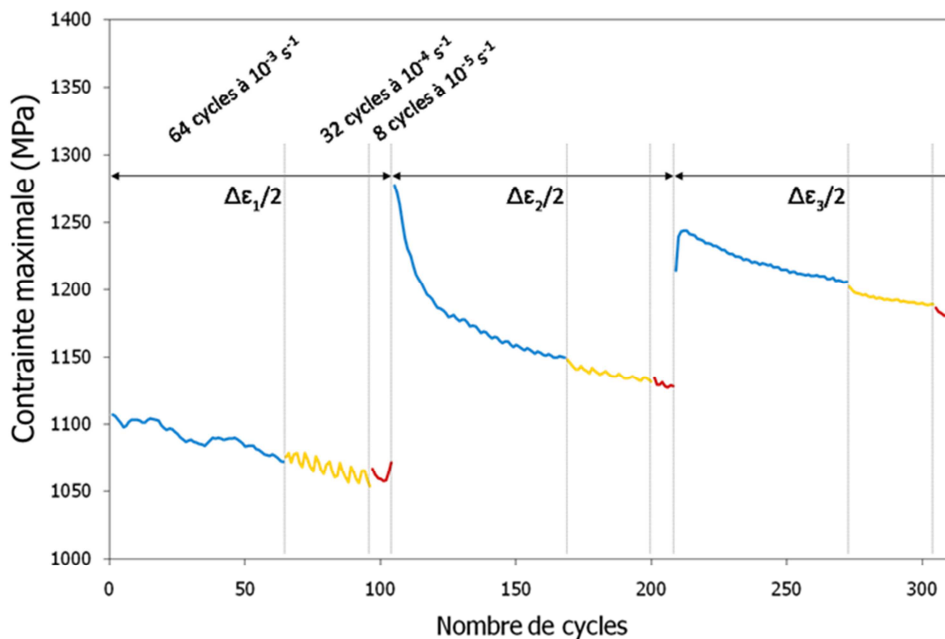


Figure IV-5. Évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycle, INCO718 DA, 20°C, essai 1.

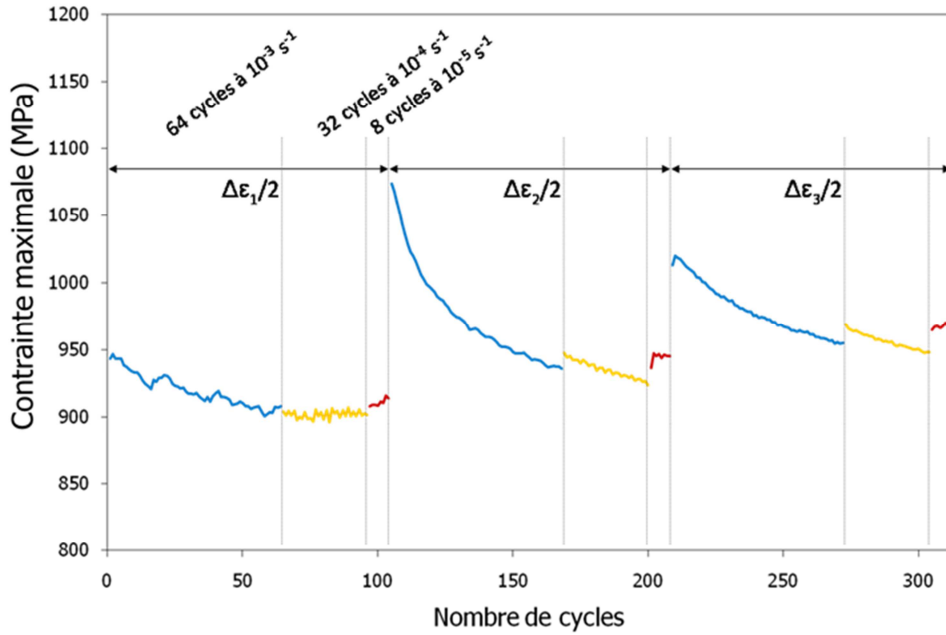


Figure IV-6. Évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycle, INCO718 DA, 550°C, essai 1.

A 20°C, lors du changement de vitesse de déformation imposée, en passant d'une vitesse de déformation totale imposée de 10^{-3} s^{-1} à 10^{-4} s^{-1} puis de 10^{-4} s^{-1} à 10^{-5} s^{-1} , une diminution de la contrainte maximale est observée. Ceci est caractéristique d'un comportement visqueux classique où la contrainte est d'autant plus petite que la vitesse de déformation plastique est faible. Lors du changement de vitesse de déformation imposée à 550°C de 10^{-3} s^{-1} à 10^{-4} s^{-1} puis de 10^{-4} s^{-1} à 10^{-5} s^{-1} , une augmentation de la contrainte maximale est observée. Cette augmentation est caractéristique d'un effet inverse de viscosité. Elle est d'autant plus marquée que l'amplitude de déformation est grande.

De plus, des striations sont observées tout au long des essais menés à 20°C et 550°C. Ces observations semblent indiquer la présence de vieillissement dynamique connu sous le nom de DSA (Dynamic Strain Aging) dans la littérature et identifié sur l'Inconel 718 à haute température par différents auteurs [Rao et al., 1995; Camus et al., 2011; Fisk et al., 2014]. De nombreux matériaux métalliques subissent des effets DSA. Ces phénomènes ont été signalés par Portevin et Le Châtelier en 1923 dans le fer et l'acier, entre 80°C et 250°C, et dans des alliages d'aluminium à température ambiante. Ils ont également été associés à des observations de striations, qui sont connues sous le nom d'effet PLC. Des effets de type PLC ont également été observés plus récemment sur l'Inconel 718 [L. Fournier et al., 2001; Garat et al., 2008]. Il apparaît Figure IV-7, que les effets PLC dépendent de la température et de la vitesse de déformation appliquée. A 550°C, d'après ces données, les effets PLC sont présents à 10^{-3} s^{-1} , 10^{-4} s^{-1} et 10^{-5} s^{-1} ce qui est cohérent avec les observations réalisées dans cette étude.

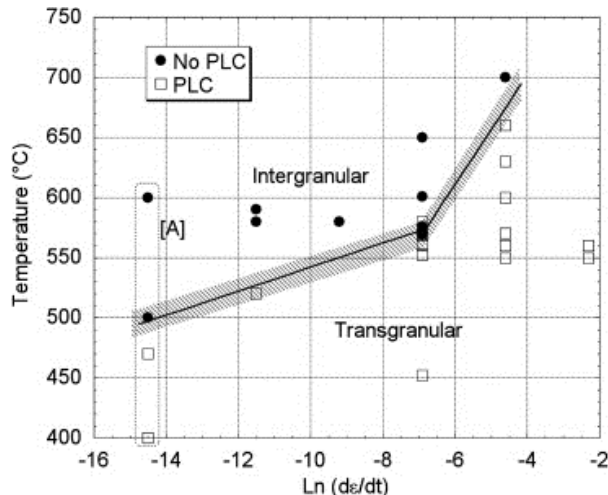


Figure IV-7. Modes de rupture et présence d'effet PLC [L. Fournier et al., 2001; Garat et al., 2008].

Microscopiquement, ces faits résultent de l'interaction dynamique des dislocations mobiles et des atomes en solution. Les dislocations mobiles se déplacent par des mouvements successifs entre les forêts de dislocation. Les atomes solubles se diffusent ensuite vers les dislocations et les saturer pendant qu'elles sont temporairement arrêtées [van den Beukel, 1975]. Ce mécanisme peut conduire à un effet inverse de viscosité dans les régimes de vitesse où les dislocations et les atomes en solution ont une mobilité comparable [Estrin et al., 1995]. Lorsque la vitesse de déformation se situe dans une plage appropriée et si l'interaction entre les dislocations est suffisante, la déformation plastique devient hétérogène [Zaiser et al., 1997]. Ceci pourrait expliquer que le phénomène soit plus marqué lorsque l'amplitude de déformation est augmentée.

IV.3.1.1.2 Evolution de la vitesse de déformation au cours d'un cycle

L'influence de la viscosité est également observable lors de l'étude fine d'une boucle d'hystérésis. Au cours d'un cycle en déformation totale imposée, la vitesse de déformation plastique varie. Il a été observé précédemment (Figure IV-5 et Figure IV-6) que les mécanismes sont fonctions de la plage de vitesse de déformation dans laquelle on se trouve. Ainsi, pour prendre en compte l'influence de la viscosité dans les modèles il est nécessaire d'évaluer la plage de vitesse de déformation empruntée au cours d'un cycle.

La Figure IV-8 présente l'évolution de la contrainte mesurée en fonction : (a) de la déformation, et (b) de la vitesse de déformation plastique, pour trois cycles obtenus pour une vitesse de déformation totale de 10^{-3} s^{-1} . Les vitesses de déformation plastique atteintes lors de l'essai sont différentes selon l'amplitude de déformation appliquée. Lorsque les boucles d'hystérésis sont peu ouvertes (cycle 500, en rouge), les vitesses de déformation plastique sont de l'ordre de 10^{-6} à 10^{-4} s^{-1} . Lorsque l'amplitude de déformation plastique est plus importante, les taux de déformation plastique peuvent aller jusqu'à 10^{-3} s^{-1} . Il apparaît donc primordial de modéliser correctement l'influence de la vitesse de déformation sur une plage allant de 10^{-6} à 10^{-3} s^{-1} pour capter son influence sur tous les niveaux de déformation sous sollicitation cyclique.

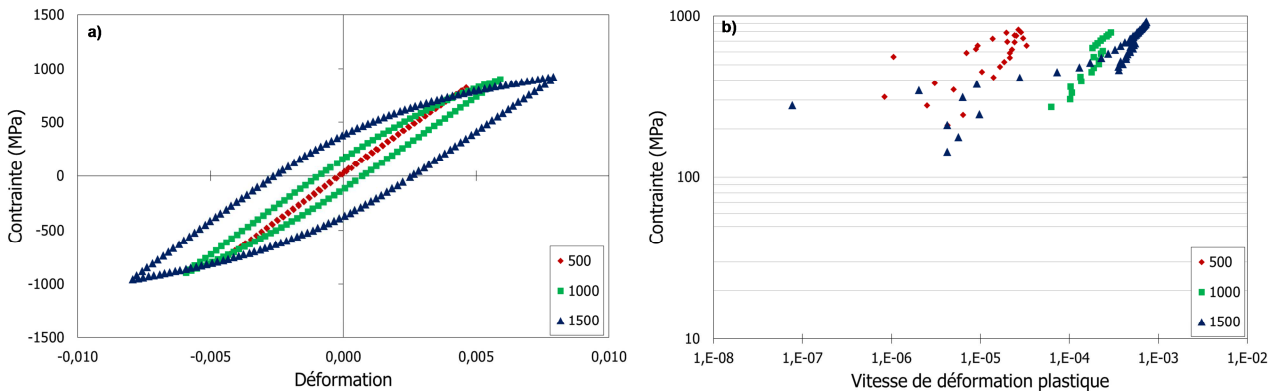


Figure IV-8. Observation du comportement à différents cycles : a) boucles d'hystérésis, b) Évolution de la contrainte en fonction de la vitesse de déformation plastique.

IV.3.1.1.3 Essais de relaxation de contrainte à déformation imposée et constante

L'étude de la relaxation de la contrainte à déformation constante permet en outre d'observer l'évolution de la contrainte au cours du temps. Pour déterminer l'évolution de la contrainte visqueuse en fonction de la vitesse de déformation plastique un traitement des données est nécessaire.

Au cours de l'essai de relaxation et au bout d'un certain temps, la contrainte tend vers une valeur seuil qui peut être identifiée comme la contrainte interne du matériau. Ainsi, si on suppose que la contrainte interne n'a pas évolué au cours de l'essai de relaxation, il suffit de retrancher la contrainte interne à la contrainte courante pour connaître la valeur de la contrainte visqueuse.

Pour déterminer la vitesse de déformation plastique au cours de l'essai de relaxation plusieurs étapes sont nécessaires. Dans un premier temps, on fait l'hypothèse que la déformation totale se décompose comme une somme de la déformation élastique et de la déformation plastique :

$$\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad \text{Eq. IV-1}$$

Il est alors possible de dériver ces différentes composantes en fonction du temps :

$$\frac{d\varepsilon_t}{dt} = \frac{d\varepsilon_e}{dt} + \frac{d\varepsilon_p}{dt} \quad \text{Eq. IV-2}$$

Comme la déformation totale imposée est constante au cours de l'essai il vient :

$$0 = \frac{d\varepsilon_e}{dt} + \frac{d\varepsilon_p}{dt} \quad \text{Eq. IV-3}$$

De plus, en exprimant la déformation élastique en fonction de la contrainte il est alors possible d'écrire en uniaxial :

$$\frac{d\varepsilon_e}{dt} = -\frac{1}{E} \frac{d\sigma}{dt} \quad \text{Eq. IV-4}$$

On suppose que la contrainte interne est constante au cours de l'essai donc l'équation Eq. IV-4 devient :

$$\frac{d\varepsilon_p}{dt} = -\frac{1}{E} \frac{d\sigma_v}{dt} \quad \text{Eq. IV-5}$$

L'évolution de la contrainte visqueuse étant connue au cours du temps il est aisé de définir la vitesse de déformation plastique. Ces calculs permettent donc de disposer de l'évolution de la contrainte visqueuse et de la vitesse de déformation plastique au cours d'un essai de relaxation. Il est donc possible de tracer la Figure IV-9, où les résultats de deux essais de relaxation réalisés à 550°C sont présentés. Les losanges bleus décrivent l'évolution de la contrainte visqueuse après un essai cyclique tandis que les losanges noirs représentent l'évolution de la contrainte visqueuse après un essai de traction. Ces deux essais montrent la présence de deux régimes à savoir une forte variation entre 10^{-9} s^{-1} et 10^{-6} s^{-1} et au contraire une évolution faible de la contrainte visqueuse qui tend vers une valeur de saturation pour des vitesses de déformation plastiques supérieures à 10^{-6} s^{-1} . On note également que les valeurs de contrainte visqueuse sont différentes selon la nature de l'essai réalisé avant la relaxation. La contrainte visqueuse apparaît plus élevée après un essai cyclique par rapport à un essai de traction. Ces résultats semblent indiquer que la valeur de la contrainte visqueuse est influencée par l'historique de l'essai.

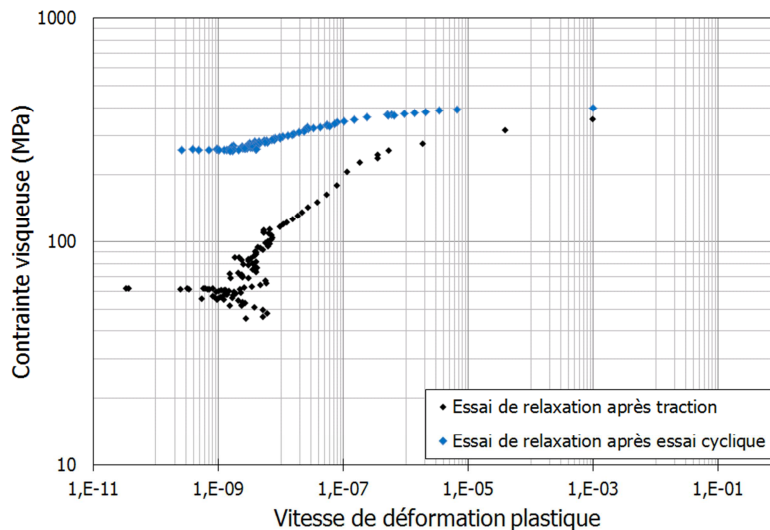


Figure IV-9. Évolution de la contrainte visqueuse lors d'un essai de relaxation.

Par ailleurs, des essais similaires menés à 20°C montrent que la relaxation de contrainte à déformation imposée et constante est inférieure à 20 MPa. Ces données sont cohérentes avec les observations faites lors des essais cycliques avec changement de vitesse et niveaux croissants de déformation qui n'ont pas révélé de grandes différences de comportement entre les vitesses de 10^{-5} s^{-1} et 10^{-3} s^{-1} (Figure IV-5).

IV.3.1.2 Modélisation proposée

L'étude expérimentale a révélé la présence d'effet de viscosité inverse à 550°C. Il est possible de prendre en compte ce type de mécanisme en utilisant un formalisme proposé par McCormick lorsque l'on s'intéresse au comportement monotone [McCormick, 1988]. En revanche, sous sollicitation cyclique un formalisme proposé par Chaboche et al. est plus adapté [Chaboche et al., 2013].

Cependant, à la vue des observations expérimentales, la prise en compte de cet effet ne représente pas un fort intérêt ici. En effet, il a été observé que l'effet inverse était d'autant plus important que la déformation imposée était grande. Pour les régimes de déformation investigués en fatigue (conduisant à des durées de vie supérieures à 10^4 cycles) la viscosité inverse est très faible. De plus, comme déjà mentionné, une forte variation de la contrainte visqueuse est observée entre 10^{-9} et 10^{-3} s^{-1} de vitesse de déformation plastique, plage balayée systématiquement lors d'un essai de fatigue. Il a donc été décidé de négliger l'effet inverse de viscosité et mettre l'accent, en termes de modélisation, sur la retranscription de la forte relaxation de la contrainte visqueuse à 550°C.

Les deux lois les plus couramment utilisées pour décrire le potentiel viscoplastique sont une loi de Norton (Eq. IV-6) [Chaboche et al., 2012] ou une loi en sinus hyperbolique (Eq. IV-7) [Chaboche et al., 2013].

$$\dot{\lambda} = \left\langle \frac{\sigma_v}{K} \right\rangle^n \quad \text{Eq. IV-6}$$

$$\dot{\lambda} = \varepsilon_0 \sinh \left(\left\langle \frac{\sigma_v}{K} \right\rangle^n \right) \quad \text{Eq. IV-7}$$

Où K , n et ε_0 sont des paramètres matériau à identifier.

De par sa constitution, la loi de Norton (Eq. IV-6) ne permet de traduire qu'un seul régime et n'est donc pas suffisante pour décrire correctement l'évolution de la contrainte visqueuse observée ici. La loi de type sinus hyperbolique, exprimée Eq. IV-7, permet de pallier à ce problème. Cependant, cette loi tend vers un régime asymptotique élasto-plastique (indépendance à la vitesse de déformation) à partir d'une valeur de coupure ε_0 . Le choix d'une valeur de coupure ε_0 de l'ordre de 10^{-6} s^{-1} pour inhiber les effets de viscosité classique entre 10^{-6} s^{-1} et 10^{-3} s^{-1} peut alors s'accompagner de difficultés numériques et augmenter considérablement les temps de calcul.

Compte tenu de ces observations, une loi de type Norton modifiée est proposée et introduite dans le formalisme (Eq. IV-8).

Il apparaît par ailleurs une dépendance de la relaxation à l'histoire du matériau (Figure IV-9). Ceci a déjà été observé par Chaboche et al. sur le superalliage à base de cobalt Haynes 188 [Chaboche et al., 2013]. Ce mécanisme est attribué à la quantité d'érouissage introduite dans le matériau au fur et à mesure de l'essai. Pour le prendre en compte, une dépendance de la contrainte visqueuse à la plasticité cumulée est donc introduite (Eq. IV-9 et Eq. IV-10).

$$\dot{\lambda} = \varepsilon_0 \left\langle \frac{\sigma_v}{K_1(p)} \right\rangle^{n_1} \left[1 + \left\langle \frac{\sigma_v}{K_2(p)} \right\rangle^{n_2} \right]^{n_3} \quad \text{Eq. IV-8}$$

$$K_1(p) = K_{10} + K_{1\infty}(1 - e^{-b_{K1}p}) \quad \text{Eq. IV-9}$$

$$K_2(p) = K_{20} + K_{2\infty}(1 - e^{-b_{K2}p}) \quad \text{Eq. IV-10}$$

Où ε_0 , K_{10} , K_{20} , $K_{1\infty}$, $K_{2\infty}$, b_{K1} , b_{K2} , n_1 , n_2 et n_3 sont des paramètres matériaux.

A 20 °C, les effets visqueux sont très faibles pour les vitesses de déformation comprises entre 10^{-9} s^{-1} et 10^{-3} s^{-1} . En revanche, ils sont très importants pour des vitesses de déformation supérieures à 10^2 s^{-1} [Boyer, 2017]. A cette température, une loi de Norton simple est donc efficace pour traduire le comportement visqueux de l'Inconel 718 pour les régimes quasi-statique et dynamique.

La formulation de type Norton modifiée qui est présentée ici, possède l'avantage d'être modulable. Elle permet notamment de revenir à une loi de Norton simple en fixant ϵ_0 égal à 1 et en choisissant n_3 très grand. Elle permet donc de disposer d'une même formulation à 20°C et 550°C décrivant le régime quasi-statique et dynamique à 20°C et le régime quasi-statique à 550°C. Elle répond donc à l'objectif de disposer d'une loi de comportement identique pour décrire le comportement en fatigue et pour simuler le procédé de grenailage.

Le formalisme de la loi de comportement concernant la partie visqueuse étant à présent établi, on s'intéresse maintenant à la description du comportement monotone et cyclique de l'Inconel 718. Pour cela, les analyses de niveaux 1 et 2 qui consistent à utiliser un essai de traction et des données de fatigue sont présentées.

IV.3.2 Niveaux 1 et 2 : étude d'un essai de traction et des données de fatigue

IV.3.2.1 Observations expérimentales

L'essai de traction, à lui seul, est insuffisant pour décrire le comportement cyclique du matériau. En effet, il ne permet pas de dire si le matériau possède un durcissement ou un adoucissement cyclique et il est impossible de distinguer avec ce seul essai la part d'écrouissage isotrope et cinématique dans le comportement. En revanche, ajouté aux données de fatigue, il peut être particulièrement utile.

Le niveau 1 de l'analyse consiste à utiliser, en plus de l'essai de traction, les données obtenues au cycle stabilisé des essais de fatigue. Dans ce niveau, aucune information n'est disponible concernant l'évolution de l'amplitude de contrainte et de la contrainte moyenne au cours des cycles. Cependant, il est possible de tracer l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction de la déformation plastique et l'évolution de la contrainte moyenne en fonction de la déformation totale pour chaque essai au cycle stabilisé (Figure IV-10). Cette analyse, réalisée par Chaboche et al. sur l'Inconel 718 DA à 550°C, permet d'identifier et de quantifier la présence d'un adoucissement cyclique et une relaxation partielle de la contrainte moyenne lors d'essais cycliques dissymétriques, en présence de plastification cyclique [Chaboche et al., 2012].

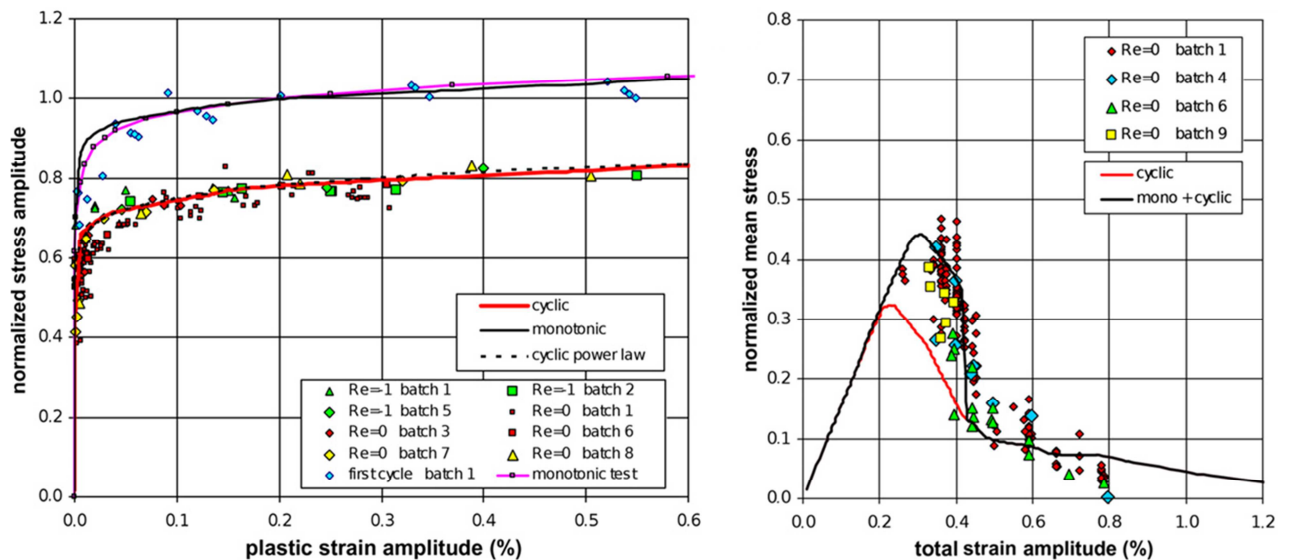


Figure IV-10. Identification du comportement de l'Inconel 718 DA, à 550°C, à partir d'essais de fatigue : a) courbe de consolidation cyclique, b) courbe de relaxation de contrainte moyenne [Chaboche et al., 2012].

IV.3.2.2 Modélisation proposée en 2012

Pour tenir compte de la présence d'un adoucissement cyclique et d'une relaxation partielle de la contrainte moyenne lorsqu'il y a plastification cyclique, Chaboche et al. ont proposé d'établir un formalisme combinant des écrouissages isotropes et des écrouissages cinématiques non linéaires à seuil [Chaboche et al., 2012]. Ce formalisme représente la base de l'ensemble des développements présents dans ce manuscrit. Il est donc décrit en détail.

Equations d'écoulement

Dans le contexte des petites déformations, la déformation totale est décomposée en une partie plastique et une partie élastique :

$$\bar{\varepsilon} = \bar{\varepsilon}^e + \bar{\varepsilon}^p \quad \text{Eq. IV-11}$$

La fonction seuil traduisant l'évolution du domaine d'élasticité s'écrit à partir du critère de Von Mises :

$$f = J(\bar{\sigma} - \bar{X}) - R - R_0 \quad \text{Eq. IV-12}$$

Où J est le second invariant du déviateur des contraintes, \bar{X} représente le tenseur traduisant l'écrouissage cinématique, et R est l'écrouissage isotrope.

L'évolution de la déformation plastique s'écrit :

$$\dot{\bar{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} = \dot{\lambda} \bar{n} \quad \text{Eq. IV-13}$$

Où \bar{n} représente la direction unitaire, utilisant la norme de l'espace de déformation plastique telle que :

$$\frac{2}{3} \bar{n} : \bar{n} = 1 \quad \text{Eq. IV-14}$$

Dans le cas d'un comportement viscoplastique, f peut être positive, et la contrainte visqueuse s'exprime alors :

$$\sigma_v = f = J(\bar{\sigma} - \bar{X}) - R - R_0 \quad \text{Eq. IV-15}$$

Le multiplicateur $\dot{\lambda}$ est alors une fonction permettant de décrire le potentiel viscoplastique et peut être une loi de Norton simple, en sinus hyperbolique ou Norton modifiée telles que déjà décrites Eq. IV-6, Eq. IV-7 et Eq. IV-8. A noter que le formalisme de 2012 utilisait une loi de Norton simple.

L'invariant des contraintes utilisé dans le critère de Von Mises s'écrit :

$$J(\bar{\sigma}) = \sqrt{\frac{3}{2} \bar{\sigma}' : \bar{\sigma}'} \quad \text{Eq. IV-16}$$

Où $\bar{\sigma}'$ est le déviateur des contraintes.

En viscoplasticité, le taux de déformation plastique cumulé est défini par la norme de la dérivée de la plasticité cumulée et définie de manière identique à $\dot{\lambda}$:

$$\dot{\lambda} = \dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\bar{\varepsilon}}^p : \dot{\bar{\varepsilon}}^p} \quad \text{Eq. IV-17}$$

Écrouissage cinématique

L'écrouissage cinématique traduit le déplacement du centre du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes. Prager est le premier à proposer un modèle d'écrouissage cinématique linéaire [Prager, 1956] :

$$\bar{X} = \frac{2}{3} C \bar{\varepsilon}^p \quad \text{Eq. IV-18}$$

Plus tard, Armstrong et Frederick ont proposé un écrouissage cinématique non linéaire [Armstrong et al., 1966] :

$$\bar{X} = \frac{2}{3} C \bar{\varepsilon}^p - D \bar{X}^{(k)} \dot{p} \quad \text{Eq. IV-19}$$

Afin de bien reproduire la totalité de la courbe non linéaire de comportement, il est souvent nécessaire d'introduire plusieurs écrouissages cinématiques non linéaires. L'écrouissage cinématique peut ainsi être décomposé comme une somme de variables indépendantes :

$$\bar{X} = \sum_k \bar{X}^{(k)} \quad \text{Eq. IV-20}$$

Chaque écrouissage cinématique suit alors une loi d'évolution similaire faisant intervenir les paramètres matériaux C_k et D_k .

L'introduction des seuils se fait par l'intermédiaire d'une fonction $\psi(\bar{X}^{(k)})$ [Chaboche et al., 1997] :

$$\psi(\bar{X}^{(k)}) = \left(\frac{D_k J(\bar{X}^{(k)}) - \omega_k C_k}{1 - \omega_k} \right)^{m_1} \frac{1}{D_k J(\bar{X}^{(k)})^{m_2}} \quad \text{Eq. IV-21}$$

Où C_k , D_k et ω_k sont des paramètres matériaux associés à chaque variable $\bar{X}^{(k)}$. Les paramètres m_1 et m_2 , sont également des paramètres matériaux. Ils permettent de se rapprocher de la formulation proposée par Ohno et Wang [Ohno et al., 1993] et d'apporter des degrés de liberté supplémentaires dans les modèles. Ils sont fixés ici égaux à 1.

A noter qu'il est généralement nécessaire d'introduire un certain nombre d'écrouissages cinématiques pour pouvoir décrire correctement l'évolution de la contrainte moyenne. L'identification proposée par Chaboche et al. en 2012 en compte par exemple cinq [Chaboche et al., 2012]. Pour pallier le défaut de la plupart des lois d'écrouissage cinématique qui présentent une saturation de l'écrouissage et ainsi limiter leur nombre, Desmorat a proposé une solution en remplaçant le taux de déformation plastique cumulée \dot{p} dans le terme de rappel (Eq. IV-19) par un taux relié à la variable d'écrouissage cinématique elle-même [Desmorat, 2010]. L'approche ainsi proposée, définit une loi puissance pour l'écrouissage cinématique. Elle aurait donc a priori pu être utilisée ici. Cependant, il n'a pas été prouvé que cette formulation permettait de retranscrire la relaxation partielle de la contrainte moyenne sous chargement cyclique dissymétrique comme cela peut être le cas pour la formulation décrite Eq. IV-19. Elle n'a donc pas été utilisée.

Écrouissage isotrope

L'adoucissement (ou le durcissement) cyclique peut être décrit par la variable R qui correspond à une variation de la taille du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes. Comme l'écrouissage cinématique, l'écrouissage isotrope s'écrit comme une somme de plusieurs écrouissages :

$$R = \sum_i R^{(i)} \quad \text{Eq. IV-22}$$

$$\dot{R}^{(i)} = b_i (Q_i - R^{(i)}) \dot{p} \quad \text{Eq. IV-23}$$

Où Q_i et b_i sont respectivement la valeur de l'adoucissement à saturation (cas de l'Inconel 718) et la vitesse de convergence vers cette valeur asymptotique. On note ici que la formulation proposée correspond à un écrouissage isotrope non linéaire.

Les résultats obtenus avec ce formalisme pour décrire le comportement de l'Inconel 718 apparaissent encourageants [Chaboche et al., 2012]. Cependant, cette analyse de niveau 1 apparaît insuffisante pour évaluer correctement la vitesse de saturation de l'écrouissage isotrope. Lorsque l'évolution des boucles de fatigue est connue (analyse de niveau 2), il est possible d'évaluer plus efficacement les paramètres de la loi de comportement.

L'analyse de niveau 2 reste cependant insuffisante pour identifier la présence d'un effet mémoire tel qu'il a été présenté par Chaboche et al. en 1991 [Chaboche et al., 1991]. De plus, la déformation plastique est relativement faible sur les essais de fatigue dont la durée de vie est supérieure à 10^4 cycles ce qui rend l'identification des formalismes délicate.

Les analyses de niveau 1 et 2 ont donc permis d'établir un premier formalisme permettant de traduire l'adoucissement cyclique et la relaxation de la contrainte moyenne sous chargement cyclique dissymétrique de l'Inconel 718. A ce stade le formalisme de la loi de comportement contient donc des écrouissages cinématiques à seuil et des écrouissages isotropes.

Pour améliorer la modélisation du comportement, des essais de comportement cycliques sont maintenant réalisés et l'analyse de niveau 3 est présentée. On rappelle que cette analyse s'appuie sur l'étude de l'évolution de l'amplitude de contrainte au cours d'essais de comportement.

IV.3.3 Niveau 3 : étude de l'évolution de l'amplitude de contrainte d'essais de comportement

IV.3.3.1 Observations expérimentales

La Figure IV-11 présente l'évolution de l'amplitude de contrainte pour l'essai 1 à 550°C en fonction du nombre de cycles. Les quatre niveaux de déformation appliqués sont représentés.

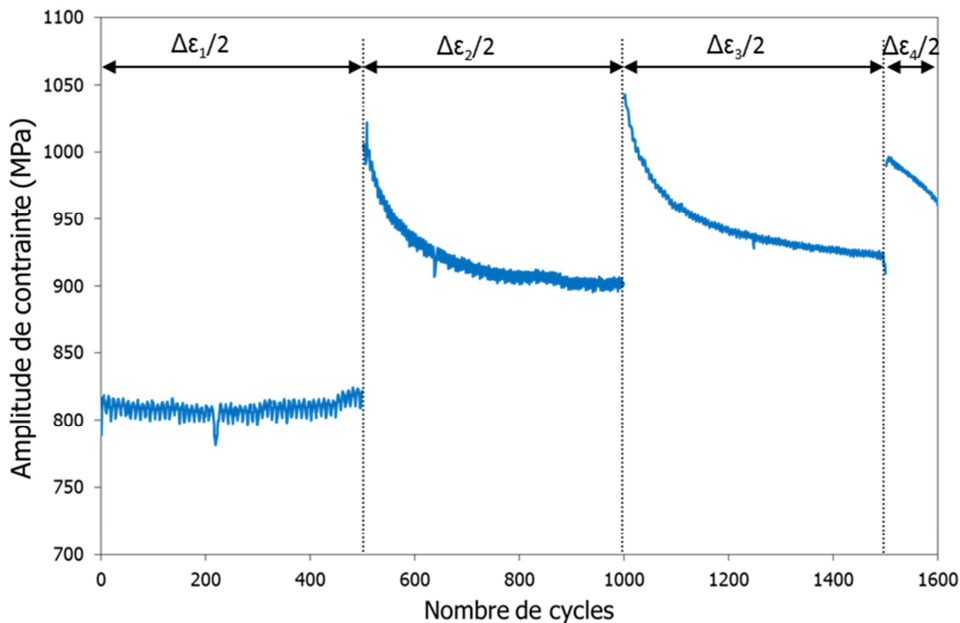


Figure IV-11. Évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycle, INCO718 DA, 550°C, essai 1.

Le premier niveau de déformation appliqué n'implique aucune évolution de l'amplitude de contrainte au cours des cycles. Le matériau est encore globalement élastique. En revanche, à partir du deuxième niveau de déformation imposé, une diminution de l'amplitude de contrainte est observée. L'évolution de l'amplitude de contrainte est caractéristique d'un adoucissement cyclique du matériau. La diminution de l'amplitude de contrainte est plus ou moins importante et rapide selon le niveau de déformation appliqué. Ceci est caractéristique d'un effet mémoire. Après s'être adouci et stabilisé, le matériau se ré-adouci pour un chargement plus important.

IV.3.3.2 Modélisation proposée

Afin de prendre en compte ce type d'observations dans les modèles, Chaboche et al. ont proposé une formulation pour décrire le comportement de l'acier inoxydable 316 [Chaboche et al., 1979]. Elle a été reprise de façon identique pour décrire le comportement de l'Inconel 718 en 1991 [Chaboche et al., 1991]. Cette formulation indique que la valeur à saturation de l'adoucissement cyclique Q est une fonction de q qui représente la variable de mémorisation de la déformation plastique.

$$Q(q) = Q_0 + (Q_M - Q_0)e^{(-2\mu q)} \quad \text{Eq. IV-24}$$

La surface mémoire est définie comme suit :

$$F = \frac{2}{3}J(\overline{\varepsilon^p} - \overline{\zeta}) - q \leq 0 \quad \text{Eq. IV-25}$$

La variable q et le tenseur de second ordre $\overline{\zeta}$ sont définis par les expressions suivantes :

$$\dot{q} = \frac{2}{3} \eta H(F) \langle \overline{\mathbf{n}} : \overline{\mathbf{n}}^* \rangle \dot{p} \quad \text{Eq. IV-26}$$

$$\dot{\overline{\zeta}} = \frac{2}{3} (1 - \eta) H(F) \langle \overline{\mathbf{n}} : \overline{\mathbf{n}}^* \rangle \overline{\mathbf{n}}^* \dot{p} \quad \text{Eq. IV-27}$$

Où le vecteur normal à la surface mémoire est décrit par :

$$\overline{\mathbf{n}}^* = \frac{3}{2} \frac{(\overline{\varepsilon^p} - \overline{\zeta})}{J(\overline{\varepsilon^p} - \overline{\zeta})} \quad \text{Eq. IV-28}$$

$$\frac{2}{3} \overline{\mathbf{n}}^* : \overline{\mathbf{n}}^* = 1 \quad \text{Eq. IV-29}$$

La fonction d'Heaviside est définie telle que $H(F) = 0$ si $F < 0$ et $H(F) = 1$ si $F = 0$.

Le paramètre η peut être compris entre 0 et $\frac{1}{2}$. Il a été introduit par Ohno en 1982 [Ohno, 1982]. Lorsqu'il est inférieur à $\frac{1}{2}$, la mémorisation de q comme amplitude de déformation plastique prend un certain nombre de cycles pour une même amplitude de déformation imposée. Plus la valeur de η est faible, plus le nombre de cycles nécessaire à la mémorisation est important. Après stabilisation, la variable q converge vers la valeur de déformation plastique courante. En revanche, lorsque le paramètre matériau η est égal à $\frac{1}{2}$, la variable q atteint immédiatement la valeur maximale d'amplitude de déformation plastique.

L'écroissage isotrope est alors modifié et s'écrit :

$$\dot{R}_m^{(i)} = b_i (\zeta_i Q(q) - R_m^{(i)}) \dot{p} \quad \text{Eq. IV-30}$$

Où ζ_i est le facteur de proportionnalité des effets mémoires sur chaque variable d'écroissage isotrope et b_i la vitesse de saturation.

Dans le formalisme, l'écroissage isotrope à effet mémoire peut être présent seul, ou accompagné d'un écroissage isotrope « classique » défini Eq. IV-22 et Eq. IV-23.

L'analyse de niveau 3 permet donc d'ajouter un effet mémoire au formalisme déjà établi à l'aide à des niveaux d'analyse 1 et 2. A ce stade le formalisme est donc composé d'écroissages cinématiques à seuil, d'écroissage isotropes « classiques » et d'écroissages isotropes à effet mémoire.

IV.3.4 Niveau 4 : analyse des boucles d'hystérésis

IV.3.4.1 Observations expérimentales

Le quatrième niveau de dépouillement consiste à analyser la forme et la taille des boucles d'hystérésis obtenues lors des essais de comportement. En effet, il est courant de faire l'hypothèse que la forme des boucles est associée à l'écrouissage cinématique tandis que la taille des boucles est caractéristique de l'écrouissage isotrope. L'analyse des boucles d'hystérésis peut donc permettre a priori d'obtenir de nouvelles informations sur l'évolution des écrouissages au cours de l'essai. Pour réaliser cette analyse, une construction relativement classique est utilisée. Elle consiste à représenter dans un premier temps la contrainte en fonction de la déformation plastique. Ensuite, une translation des boucles au niveau de la contrainte maximale et de la déformation plastique maximale est réalisée (Figure IV-12).

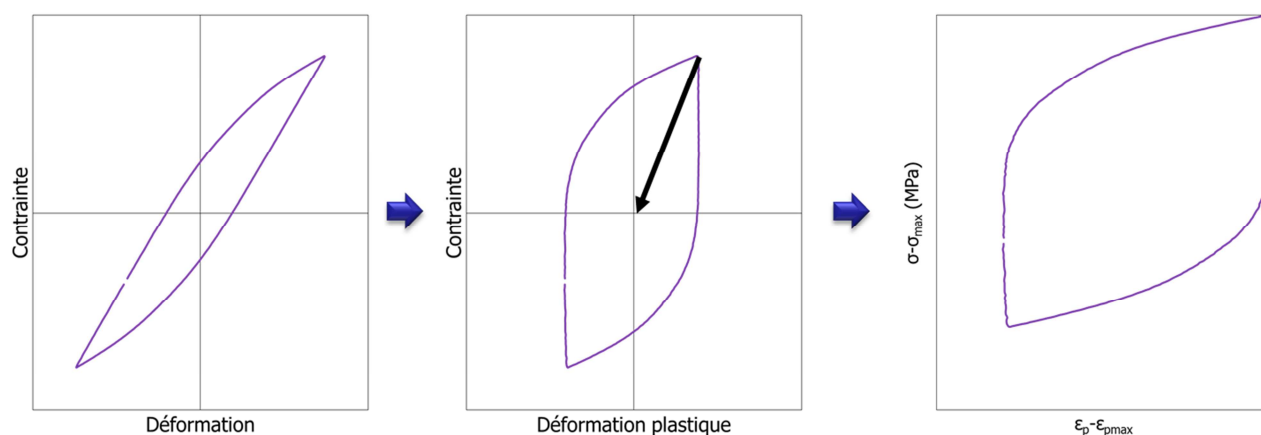


Figure IV-12. Principe de l'analyse des boucles d'hystérésis.

La Figure IV-13 présente la construction réalisée pour l'essai 2 à 550°C. Cette figure permet de retrouver les éléments obtenus avec l'analyse de niveau 2. A savoir, lorsque le nombre de cycles est augmenté, la taille des boucles d'hystérésis diminue ce qui est caractéristique d'un adoucissement cyclique. De plus, l'évolution semble bien dépendante du niveau de sollicitation appliqué et donc caractéristique de l'effet mémoire.

A la vue de cette figure, il apparaît qu'en plus de la taille des boucles, une évolution de leur forme soit également observée. En effet, lorsque l'on se place à une amplitude de déformation plastique donnée, la pente des boucles d'hystérésis semble se réduire au cours de l'essai. L'écrouissage cinématique ne s'avère donc pas constant au cours de l'essai mais évolue lorsque le nombre de cycles est augmenté. Il est important de noter que l'examen de la littérature n'a pas permis de mettre en avant la présence de cet effet sur l'Inconel 718.

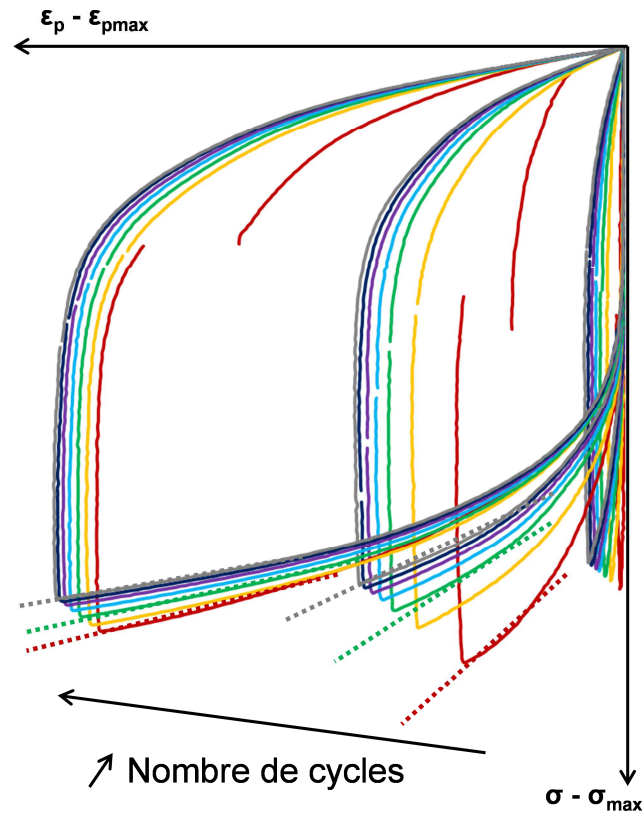


Figure IV-13. Boucles d'hystérésis, essai 2 à 550°C pour différents cycles.

IV.3.4.2 Modélisation proposée

Les observations réalisées en analysant la forme des boucles d'hystérésis ont permis de mettre en avant un nouvel effet, identifié pour la première fois par Marquis en 1979 [Marquis, 1979]. Il traduit le couplage existant entre l'évolution de l'écroissage cinématique et l'évolution de la plasticité au cours d'une sollicitation.

Son introduction dans le formalisme présenté jusqu'à présent, peut se faire par l'intermédiaire de la fonction $\phi(p)$ et la loi d'évolution de l'écroissage cinématique s'écrivant alors :

$$\bar{\dot{X}}^{(k)} = \frac{2}{3} C_k \bar{\varepsilon}^p - D_k \phi(p) \psi(\bar{X}^{(k)}) \bar{X}^{(k)} \dot{p} \quad \text{Eq. IV-31}$$

Où :

$$\phi(p) = \phi_\infty + (1 - \phi_\infty) e^{-bp} \quad \text{Eq. IV-32}$$

Et ϕ_∞ et b sont des paramètres matériaux.

L'effet Marquis proposé en 1979 portait sur un écroissage cinématique non linéaire sans seuil. La seule fonction $\phi(p)$ était alors adaptée pour décrire la forme des boucles. Avec l'introduction d'écroissages cinématiques à seuils, la fonction $\phi(p)$ ne permet pas à elle seule de traduire une diminution de la pente de l'écroissage au cours des cycles puisqu'elle n'intervient pas dans la fonction seuil $\psi(\bar{X}^{(k)})$ décrite Eq. IV-21. Il apparaît donc préférable de décrire l'effet Marquis par l'intermédiaire de la variable décrivant la vitesse de saturation des mécanismes d'écroissage cinématique D_k .

Il vient alors naturellement le choix d'écrire :

$$D_k(p) = D_{k0}\phi(p) \quad \text{Eq. IV-33}$$

Où D_{k0} représente la valeur de chaque vitesse de saturation lorsque la plasticité cumulée est nulle.

Néanmoins, la Figure IV-14 présente une comparaison des boucles d'hystérésis des deux essais de comportement réalisés à 550°C. Cette comparaison permet de visualiser trois boucles d'hystérésis obtenues, pour chaque essai, pour des valeurs de plasticités cumulées comparables (1,5, 1,6 et 1,9). En revanche, les deux essais se différencient par une amplitude de déformation plastique bien distincte ($\Delta\varepsilon_p = 0,0085$ pour l'essai 1 contre 0,003 pour l'essai 2). Les pentes des écrouissages cinématiques sont très dissemblables pour les deux essais malgré une plasticité cumulée identique. La formulation proposée par Marquis en 1979 qui implique une dépendance de l'écrouissage cinématique à l'évolution de la plasticité cumulée p n'apparaît donc pas pertinente ici. D'après ces observations, l'évolution des pentes des écrouissages cinématiques est plutôt dépendante de la déformation plastique.

Introduire une fonction dépendant de l'amplitude de déformation plastique est relativement délicat dans les formulations actuelles puisqu'elle n'est pas connue à chaque instant du calcul. En revanche, il est possible d'utiliser la variable mémoire q qui est déjà introduite dans le formalisme via l'effet mémoire. Il a été expliqué au paragraphe IV.3.3.2 que la variable q tend vers l'amplitude de déformation plastique. De ce fait, il paraît naturel, à la vue des observations expérimentales de faire évoluer le formalisme en imposant une fonction ϕ dépendante de la variable q (Eq. IV-34). On obtient ainsi un couplage entre l'effet Marquis et l'effet mémoire.

Avec :

$$\phi(q) = \phi_\infty + (1 - \phi_\infty) e^{-bq} \quad \text{Eq. IV-34}$$

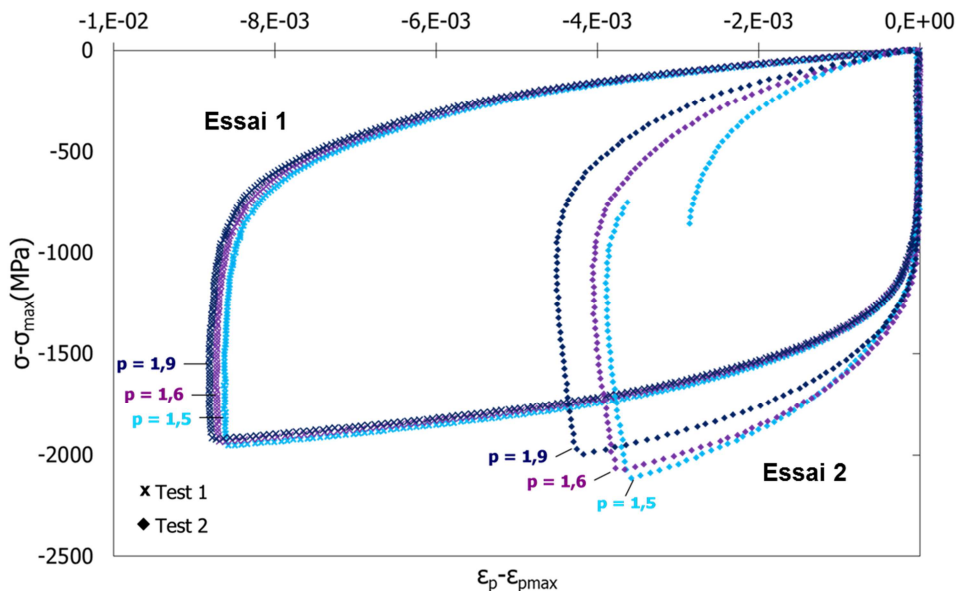


Figure IV-14. Mise en évidence d'un effet mémoire sur l'écrouissage cinématique.

L'analyse de niveau 4 qui consistait à étudier la forme des boucles d'hystérésis d'essais de comportement a permis de mettre en évidence un effet qui n'avait jamais été mentionné pour l'Inconel 718. Cet effet, nommé effet Marquis a été ajouté au formalisme déjà mis en place (niveau 3). De plus, un couplage entre l'effet Marquis et l'effet mémoire a été proposé pour améliorer la modélisation.

IV.3.5 Niveau 5 : analyse plus fine des boucles d'hystérésis

IV.3.5.1 Observations expérimentales

Pour aller encore plus loin dans l'exploitation des résultats, il est proposé, sur la base des essais de comportement exploités aux niveaux d'analyse 3 et 4, d'étudier de façon encore plus fine les boucles d'hystérésis. Pour cela, un programme Python a été créé afin d'extraire le module d'Young, la taille du domaine élastique (écrouissage isotrope) et la position du centre du domaine élastique (écrouissage cinématique) pour chaque cycle.

La Figure IV-15 présente l'évolution des valeurs extraites par le programme Python de la taille du domaine élastique (a) et la position du centre du domaine élastique (b) en fonction de la plasticité cumulée pour l'essai 1 réalisé à 550°C.

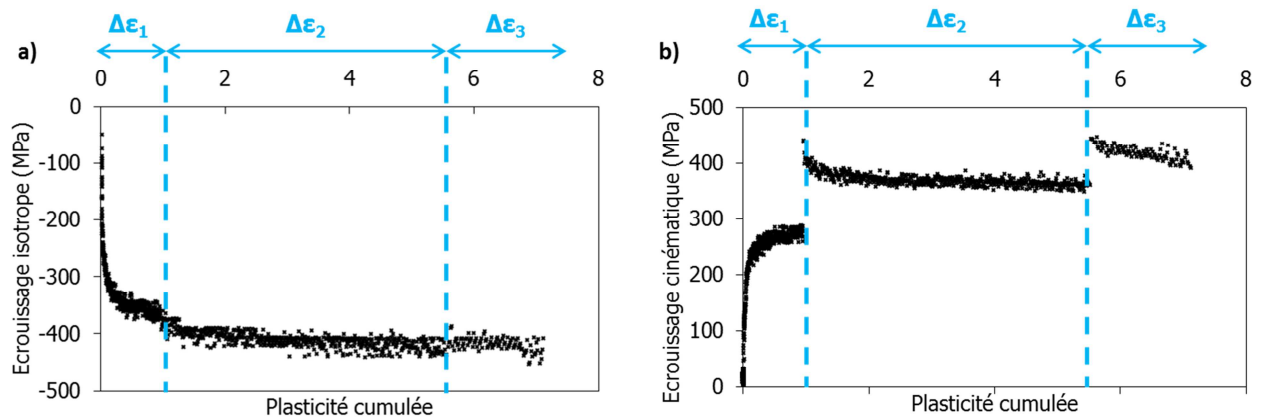


Figure IV-15. Evolution de la taille du domaine élastique (a) et de la position du centre du domaine élastique (b) en fonction de la plasticité cumulée pour l'essai 1 réalisé à 550°C sur l'Inconel 718 DA.

Ces données confirment la présence d'un adoucissement cyclique isotrope important du matériau. En revanche, l'effet mémoire introduit initialement sur l'écrouissage isotrope n'apparaît pas très marqué. En effet, on ne note pas d'évolution significative de la taille du domaine élastique lorsque le niveau de déformation est augmenté. Concernant l'écrouissage cinématique, il n'est pas constant au cours de l'essai. Dans un premier temps, on observe une augmentation de sa valeur jusqu'à saturation de cette dernière pendant le premier niveau de déformation appliqué. Ensuite, pour les deux niveaux de déformation suivants on observe une diminution de l'écrouissage cinématique vers une valeur seuil qui est différente pour chaque niveau de déformation. Ces résultats semblent confirmer la présence d'un effet Marquis couplé à un effet mémoire.

L'évolution de l'écrouissage cinématique est donc assez singulière avec une augmentation puis une diminution au cours de l'essai. La formulation proposée Eq. IV-33 et Eq. IV-34 où les écrouissages cinématiques évoluent de la même manière suivant une fonction $\phi(q)$ ne semble donc pas totalement adaptée aux observations expérimentales effectuées grâce à l'analyse de niveau 5.

IV.3.5.2 Modélisation proposée

Pour pouvoir modéliser l'évolution de l'écrouissage cinématique telle que décrite dans la Figure IV-15, il apparaît nécessaire de disposer d'une fonction $\phi(q)$ définie pour chaque écrouissage cinématique permettant une flexibilité plus grande dans le choix des paramètres. Les équations Eq. IV-33 et Eq. IV-34 deviennent alors :

$$\phi_k(q) = \phi_{k\infty} + (1 - \phi_{k\infty}) e^{-b_k q} \quad \text{Eq. IV-35}$$

$$D_k(q) = D_{k0} \phi_k(q) \quad \text{Eq. IV-36}$$

L'effet mémoire ne semblant pas très marqué sur l'érouissage isotrope il est décidé de revenir à une formulation de type érouissage isotrope non linéaire exprimée Eq. IV-22 et Eq. IV-23, qui dépend uniquement de la plasticité cumulée.

Cette dernière analyse a donc permis d'augmenter la précision des analyses faites jusqu'ici. Le formalisme finalement retenu après ce niveau d'analyse est composé d'érouissages cinématiques à seuils qui évoluent au cours de l'essai (effet Marquis et mémoire associés) et un érouissage isotrope « classique ».

IV.4 Identification des paramètres de la loi de comportement

IV.4.1 Identification des paramètres de l'Inconel 718 DA à 550°C

Le paragraphe précédent a permis de montrer qu'il était possible d'établir différents formalismes pour un même matériau selon les essais utilisés mais surtout suivant le dépouillement qui en est fait. Il est proposé de confronter à présent trois formalismes et l'identification des paramètres associée vis-à-vis des données expérimentales : le formalisme identifié en 2012 (niveau 1), le formalisme de niveau 4 et le formalisme de niveau 5. Les formalismes des niveaux d'analyse 2 et 3 étant des étapes intermédiaires ils ne sont pas confrontés aux autres.

Hormis les paramètres de niveau 1 fixés par l'identification de 2012, tous les paramètres ont été identifiés dans cette étude pour les formalismes des niveaux d'analyse 4 et 5.

Un récapitulatif des éléments utilisés dans chaque formalisme est présenté dans le Tableau IV-3.

	Niveau 1 [Chaboche et al., 2012]	Niveau 4	Niveau 5
Limite d'élasticité	R_0	R_0	R_0
Viscosité	Norton simple	Double Norton modifié	
Erouissages cinématique	5 érouissages cinématiques à seuil	3 érouissages cinématiques non linéaires à seuil avec effet Marquis et mémoire. Une fonction mémoire pour l'ensemble des érouissages cinématiques	3 érouissages cinématiques non linéaires à seuil avec effet Marquis et mémoire. Une fonction mémoire pour chaque érouissage cinématique
Erouissage isotrope	2 érouissages isotropes	-	1 érouissage isotrope
Effet mémoire	-	1 érouissage mémoire	-

Tableau IV-3. Formalismes utilisés pour la comparaison.

L'identification des paramètres de chacun des formalismes s'effectue en plusieurs étapes et est itérative. Nous expliquons ici la démarche employée.

Pour les deux niveaux d'analyse, les paramètres de la loi de viscosité sont identifiés à partir d'essais cycliques à déformation imposée et à vitesse de déformation décroissante (10^{-3} , 10^{-4} et 10^{-5} s $^{-1}$) ainsi que les essais de relaxation présentés Figure IV-9.

IV.4.1.1 Identification des paramètres de la loi de comportement de niveau 4

L'identification des paramètres de la loi de comportement ayant un nombre important de paramètres peut paraître fastidieux et délicat. Cependant, en respectant certaines étapes il est possible de réaliser une identification relativement rapidement.

La première étape consiste à définir les bornes auxquelles les paramètres doivent appartenir. Pour cela, on se place dans un premier temps dans le cadre d'une analyse purement élasto-plastique. La viscosité n'est ajoutée que plus tard. De plus, on ne s'intéresse qu'au comportement monotone et aux données obtenues après stabilisation pour les essais cycliques.

- Dans un premier temps, la valeur du paramètre R_0 est définie comme la somme de la limite d'élasticité et de la valeur de la contrainte visqueuse à une vitesse de 10^{-3} s $^{-1}$. Le paramètre est fixé sur la base des observations faites sur les essais à niveaux croissants de déformation et du comportement monotone.
- Les paramètres liés à l'adoucissement cyclique via l'écrouissage isotrope à mémoire, sont ensuite déterminés à partir de l'amplitude d'adoucissement cyclique observée durant les essais.
- Dans la suite, les paramètres des écrouissages cinématiques C_k , D_k et ω_k sont identifiés comme suit :
 - Détermination des valeurs asymptotiques C_k , D_k et ω_k à partir d'une boucle d'hystérésis d'un cycle stabilisé et fortement ouvert. Le paramètre R_0 est alors ajusté.
 - Détermination des valeurs initiales D_{k0} à partir d'un essai de traction. Afin d'avoir une seule fonction $\phi(q)$ le rapport entre les D_k est fixé.
 - Introduction de la fonction $\phi(q)$. Le paramètre ϕ_∞ est déterminé en réalisant le rapport entre la valeur des D_k au cycle stabilisé et ceux issus de l'essai de traction.

La deuxième étape consiste à définir plus précisément les paramètres en cherchant à retranscrire l'évolution des différentes composantes de la loi de comportement.

- La viscoplasticité est ajoutée dans le formalisme. Les paramètres identifiés en considérant un comportement élasto-plastique sont alors ajustés en fonction des modifications induites par cet ajout.
- Finalement, les vitesses de saturation pour l'écrouissage isotrope, l'effet Marquis et l'effet mémoire sont définis en considérant cette fois-ci l'intégralité des essais (évolution de l'amplitude de contrainte, forme des boucles hystérésis, ...).

IV.4.1.2 Identification des paramètres de la loi de comportement de niveau 5

Les paramètres de la loi de comportement de niveau 5 ont été identifiés de telle sorte qu'ils respectent l'évolution de la taille du domaine élastique et de la position du centre du domaine élastique en fonction de la plasticité cumulée pour l'essai 2 réalisé à 550°C. On ne s'intéresse donc pas ici au comportement monotone ou à l'essai 1. L'objectif d'une telle identification est d'évaluer la capacité de cette nouvelle méthode à identifier correctement les paramètres de la loi de comportement avec un minimum d'essai.

Cette méthode d'identification est bien plus rapide que celle proposée pour l'analyse de niveau 4 car l'ensemble des paramètres du formalisme sont, a priori, identifiables par une approche purement analytique. Par exemple, la taille du domaine élastique correspond initialement à la somme de la contrainte visqueuse et du paramètre R_0 .

IV.4.2 Comparaison des différentes versions de formalisme entre elles

Les trois formalismes pour lesquels une identification a été réalisée sont à présents comparés (niveau 1 ([Chaboche et al., 2012]), niveau 4 et niveau 5). L'identification des paramètres et les hypothèses correspondantes ont été décrites section IV.4.1.

La Figure IV-16 présente les résultats de simulation obtenus pour les 3 identifications étudiées. Cinq essais sont comparés.

- La modélisation du comportement monotone pour les formalismes de niveau 1 et 4 est très similaire et en accord avec les données expérimentales. En revanche, l'identification de niveau 5 ne permet pas de reproduire le comportement monotone correctement.
- La description de l'essai de relaxation est bien meilleure pour l'identification des niveaux 4 et 5. L'identification de 2012 concernant la viscosité avait été réalisée de façon arbitraire car ils ne disposaient pas de données leur permettant de définir de façon précise les paramètres K et n du potentiel de Norton.
- Les boucles d'hystérésis de l'essai 2 sont très bien décrites avec les formalismes des niveaux 4 et 5. Elle est même de meilleure précision pour le formalisme de niveau 4. En revanche, le formalisme de niveau 1 ne permet pas d'obtenir la bonne forme des boucles.
- L'évolution de l'amplitude de contrainte au cours de l'essai cyclique numéro 1 est très bien décrite par le formalisme de niveau 4. Comme attendu, le formalisme de niveau 1 ne permet pas de prendre en compte l'effet mémoire. Dans le même temps le formalisme de niveau 5 souffre d'une mauvaise description pour les plus faibles niveaux de déformation imposés avec une relaxation trop importante.
- La relaxation de la contrainte moyenne est bien décrite par le formalisme de niveau 4. En revanche, la modélisation semble insuffisamment précise pour les formalismes des niveaux d'analyse 1 et 5. En effet, avec ces formalismes et l'identification des paramètres associée, la valeur de la contrainte moyenne chute trop brutalement lorsque le matériau entre dans le domaine plastique. Cette diminution brutale est cohérente avec la courbe d'évolution de l'amplitude de contrainte où l'adoucissement cyclique est trop marqué pour les faibles amplitudes de déformation.

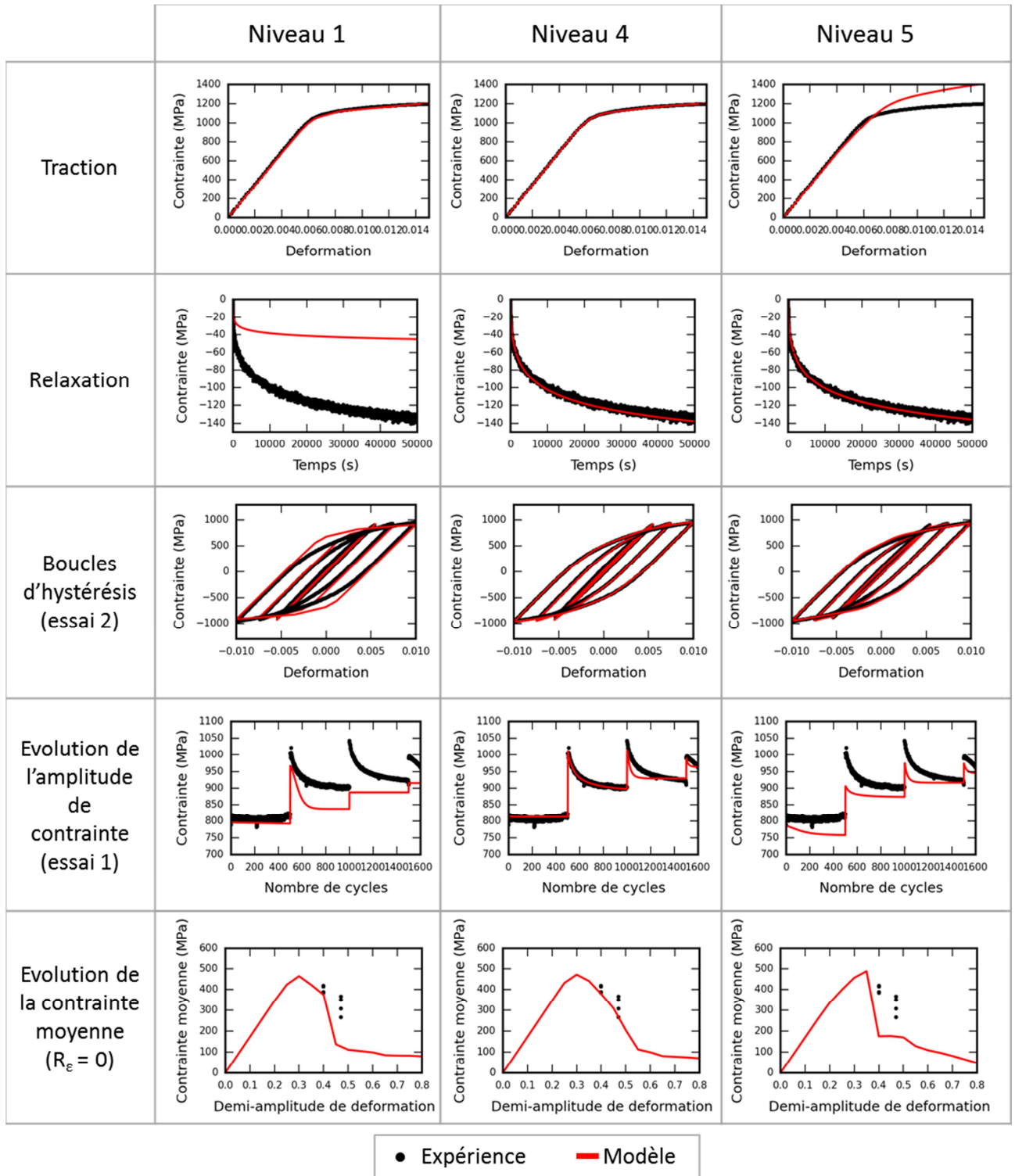


Figure IV-16. Comparaison des différents formalismes, identification effectuée pour l'Inconel 718 DA, à 550°C.

Le formalisme de niveau 1, comme attendu, ne permet pas de reproduire l'ensemble des effets. On rappelle que l'identification réalisée en 2012 s'appuyait sur un formalisme de loi avec écrouissages cinématiques à seuil, sans effet mémoire ni effet Marquis. De plus, l'identification était réalisée sans connaissance de la forme des boucles d'hystérésis (car pas disponibles) et uniquement à partir de la courbe d'écrouissage cyclique et des valeurs de contrainte moyenne sous chargement cyclique dissymétrique au cycle stabilisé présentées Figure IV-10. De ce fait, il reproduit correctement le comportement monotone et relativement bien la relaxation de la contrainte moyenne sous chargement cyclique dissymétrique malgré une diminution trop prononcée aux alentours de 0,4 % de déformation.

Il apparaît que l'identification de niveau 5 ne permet pas de décrire correctement le comportement monotone, l'évolution de l'amplitude de contrainte pour l'essai cyclique numéro 1 et de la contrainte moyenne sous chargement cyclique dissymétrique aux cycles stabilisés. En revanche, les boucles d'hystérésis sont correctement représentées pour l'essai cyclique numéro 2. On rappelle que les paramètres du formalisme de niveau 5 n'ont été identifiés qu'à partir d'un seul essai (essai 2), en tenant compte uniquement de l'évolution de la limite d'élasticité et des écrouissements cinématiques au cours de cet essai. Parallèlement, contrairement au formalisme de niveau 5, les formalismes de niveau 1 et 4 ainsi que les paramètres associés n'ont pas été identifiés à partir des mêmes données. Il est donc évident qu'ils ne permettent pas de décrire aussi efficacement l'évolution de la taille du domaine élastique et de la position du centre du domaine élastique pour l'essai 2 réalisé à 550°C (Figure IV-17). On notera qu'ils sont tout de même proches ce qui valide les identifications proposées.

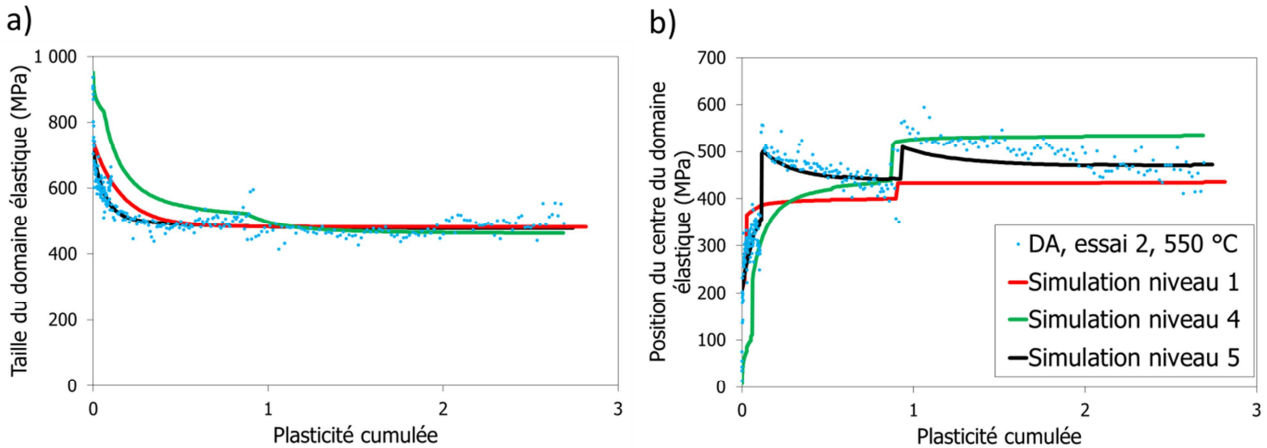


Figure IV-17. Evolution a) de la taille du domaine élastique et b) de la position du centre du domaine élastique en fonction de la plasticité cumulée prévue par les modèles en comparaison avec les traitements expérimentaux, Inconel 718 DA, 550°C essai 2.

Il apparaît ainsi que le dépouillement d'un seul essai de comportement cyclique est insuffisant pour identifier un formalisme et les paramètres associés. La Figure IV-18 en est un exemple parfait. Elle représente l'évolution des valeurs extraites par le programme Python de la taille du domaine élastique (a) et de la position du centre du domaine élastique (b) en fonction de la plasticité cumulée et de la déformation plastique pour les essais 1 et 2 réalisés à 550°C. Dans le cas où un seul des deux essais est étudié, il n'apparaît pas d'effet mémoire concernant l'évolution de la taille du domaine élastique. En revanche, la comparaison des deux essais met très clairement en évidence un effet mémoire puisque l'évolution de la taille du domaine élastique est dépendante de l'essai réalisé. Ceci est d'autant plus visible avec la comparaison des deux essais en fonction de la déformation plastique où l'évolution de la taille du domaine élastique et la position du centre du domaine élastique est très semblable pour les deux essais.

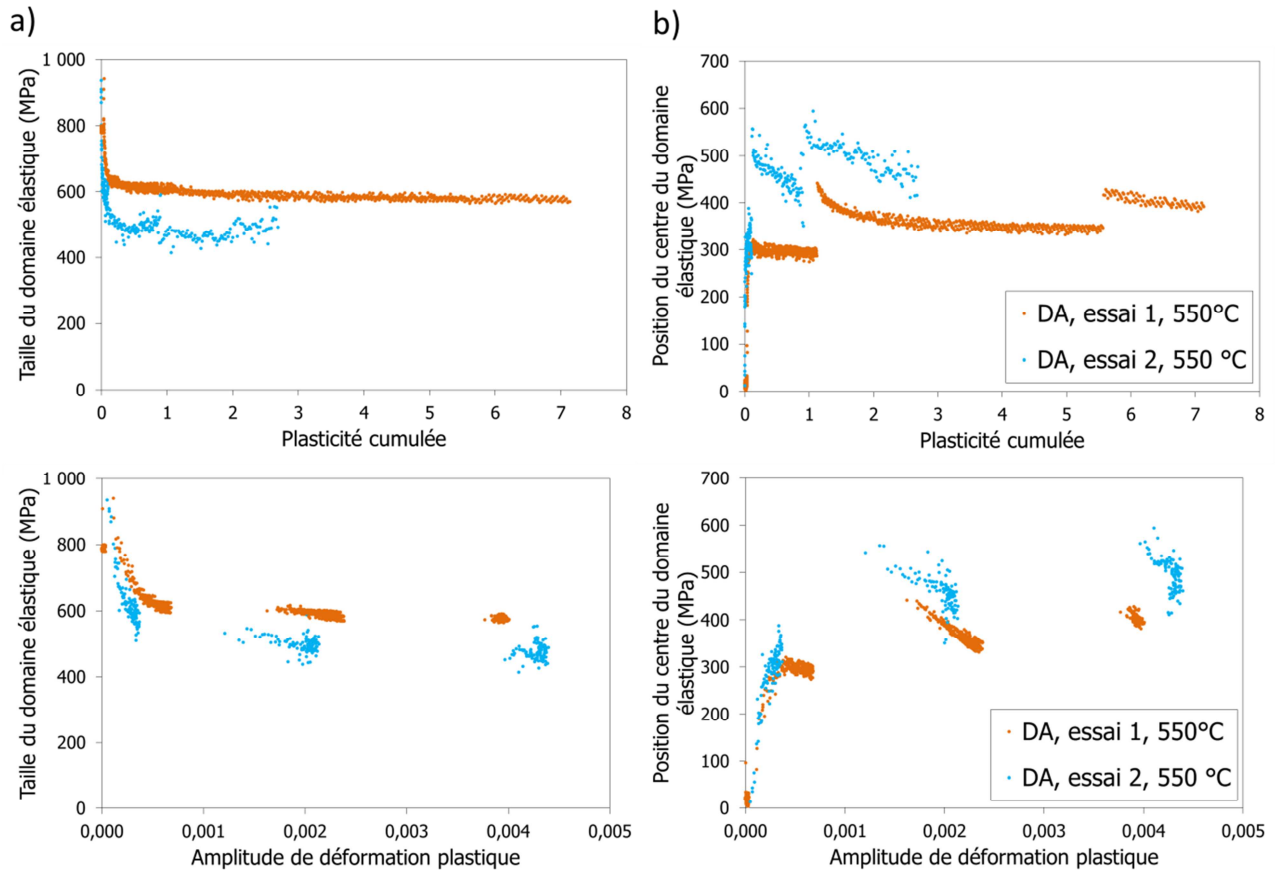


Figure IV-18. Evolution de la taille du domaine élastique (a) et de la position du centre du domaine élastique (b) en fonction de la plasticité cumulée et de l'amplitude de déformation plastique pour les essais 1 et 2 réalisés à 550°C sur l'Inconel 718 DA.

Le dépouillement fin des données tel qu'il a été réalisé dans l'analyse de niveau 5 apparaît être le meilleur moyen d'identifier les mécanismes présents dans le matériau. Cependant, pour identifier convenablement l'ensemble des mécanismes, il est nécessaire de réaliser au minimum deux essais cycliques. De plus, la connaissance du comportement monotone apparaît indispensable.

De plus, cette analyse de niveau 5 permet d'identifier les paramètres bien plus efficacement et facilement que ne le permet les analyses précédentes. Ce niveau d'analyse représente donc l'avenir concernant l'identification des modèles de comportement.

Cette analyse de niveau 5 a donc permis de valider certaines décisions prises en utilisant les niveaux d'analyse précédents mais remet en cause également certains choix en termes de formalisme. Il apparaît en effet délicat de décrire l'ensemble des essais, monotone et cycliques, avec le formalisme actuel. De nouveaux développements concernant le formalisme s'avèrent donc nécessaires pour améliorer la description du comportement.

Finalement, bien que l'identification associée au formalisme de niveau 4 ne corresponde pas exactement à l'évolution de la taille du domaine élastique et de la position du centre du domaine élastique des essais cycliques, cette identification représente à ce stade un bon compromis pour la description globale du comportement cyclique et monotone. Elle a donc été choisie pour réaliser les développements qui suivent.

Le formalisme finalement retenu est donc élasto-visco-plastique. Il comporte trois écrouissages cinématiques à seuil avec effet Marquis et mémoire et un écrouissage isotrope avec effet mémoire.

IV.4.3 Identification des paramètres de l'Inconel 718 DA à 20°C

Les paramètres de la loi de comportement à 20°C sont à présent identifiés en utilisant le formalisme de niveau 4. Pour réaliser cela, des essais identiques à ceux menés à 550°C sont exploités. Un dépouillement fin tel qu'il a été appliqué dans l'analyse de niveau 5 est réalisé pour identifier les différences de comportement entre les deux températures. L'évolution de la limite d'élasticité et celle du centre du domaine élastique en fonction de la plasticité cumulée et de l'amplitude de déformation plastique ont ainsi été déterminées et sont comparées aux résultats obtenus à 550°C (Figure IV-19). Cette figure montre, comme attendu, que la taille du domaine élastique est inférieure lorsque la température augmente. A 20°C, au début de l'essai, la taille du domaine élastique est d'environ 1100 MPa contre 950 MPa à 550°C. En revanche, l'évolution de la taille du domaine élastique est relativement similaire à 20 et 550°C puisqu'une diminution d'environ 350 Mpa est observée après un certain nombre de cycles. Par ailleurs, l'évolution du centre du domaine élastique apparaît relativement semblable pour les deux températures.

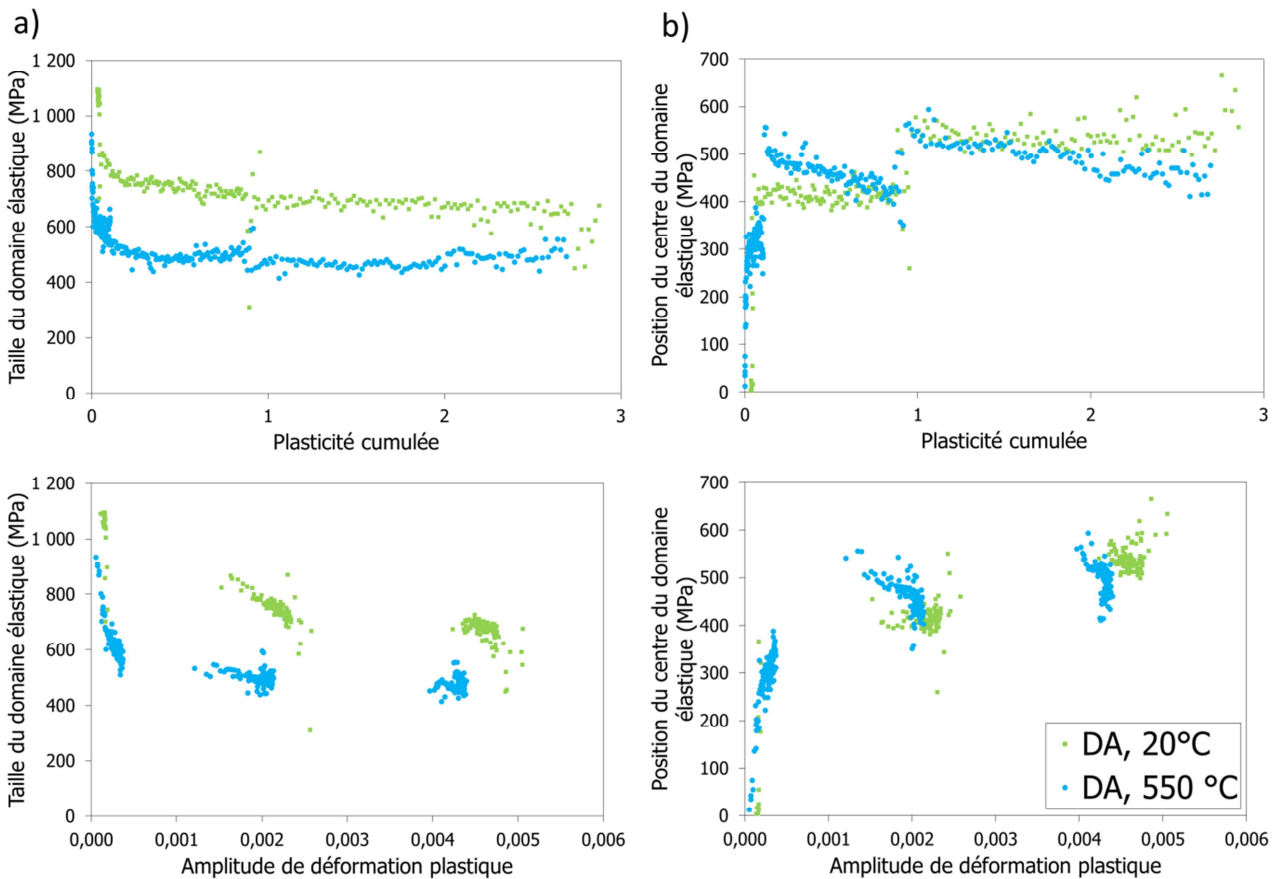


Figure IV-19. Evolution de la limite d'élasticité (a) et de la position du centre du domaine élastique (b) en fonction de la plasticité cumulée et de l'amplitude de déformation plastique pour à 20 et 550°C, essai 2, Inconel 718 DA.

Compte tenu de ces observations expérimentales, seuls la limite d'élasticité R_0 et les paramètres de viscosité sont modifiés par rapport à l'identification réalisée à 550°C (formalisme de niveau 4).

La Figure IV-20 présente une comparaison des données expérimentales et de la modélisation proposée. Quatre graphiques sont représentés : un chargement monotone, une relaxation de la contrainte moyenne pour un rapport de charge nul, les boucles d'hystérésis de l'essai 2 et l'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles pour l'essai 2 également. Les résultats obtenus sont très satisfaisants puisqu'ils permettent de décrire correctement l'ensemble des essais. Il faut noter que le nombre de points en fatigue pour valider la relaxation de la contrainte moyenne sous chargement cyclique dissymétrique

serait à augmenter. Cependant, sur la base de données internes, Safran Aircraft Engines a pu valider la tendance globale.

Ceci montre deux choses. Premièrement, **le formalisme retenu est adéquat à la description du comportement, à la fois à 20°C, et 550°C**. Deuxièmement, il apparaît que l'analyse de dépouillement des essais telle que réalisée pour le niveau 5, permet d'identifier efficacement les différences induites par un changement de température sur le comportement. Elle peut donc aisément servir à identifier les modifications de comportement induites par un changement de microstructure.

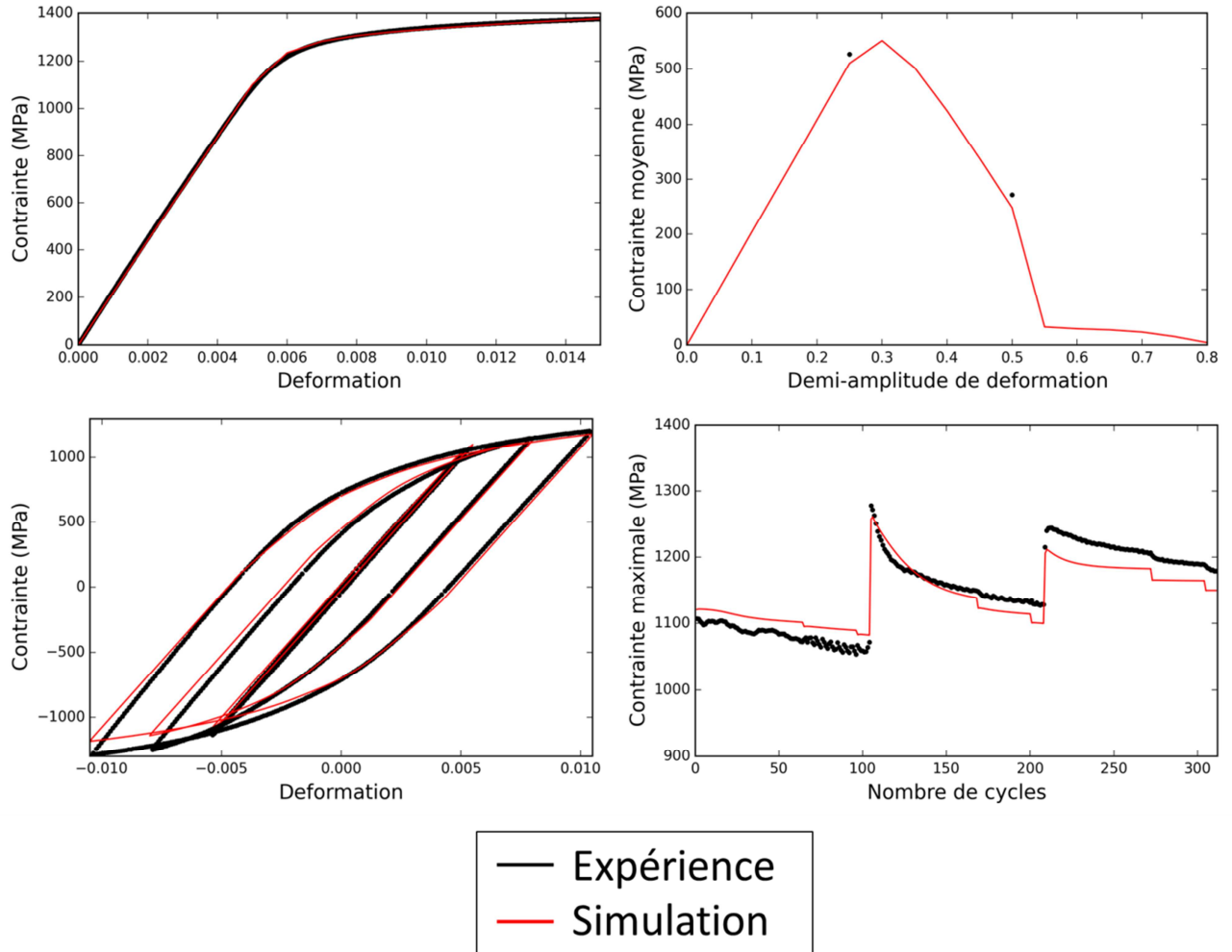


Figure IV-20. Comparaison expérience / simulation de l'identification réalisée à 20°C.

IV.4.4 Introduction des effets microstructuraux dans la loi de comportement

Il est à présent proposé de modéliser l'impact de la microstructure sur le comportement de l'Inconel 718. Une approche phénoménologique, basée sur les observations expérimentales et les différents dépouillements est présentée. L'influence de deux paramètres microstructuraux sur le comportement est discutée : la taille des grains et la taille des précipités durcissants.

IV.4.4.1 Observations expérimentales

Les mêmes essais de comportement que sur l'Inconel 718 DA sont réalisés à 20 et 550°C pour les deux microstructures modèles (Tableau IV-1). On rappelle que les trois microstructures étudiées sont : la microstructure Direct Aged issue du disque, la microstructure à gros grains et la microstructure à gros grains et gros précipités. La microstructure Direct Aged possède une taille de grains moyenne de 6 μm et une taille des précipités durcissants environ égale à 20 nm. La microstructure à gros grains possède la même taille de précipités durcissants que la microstructure DA mais a une taille de grains moyenne de 35 μm . Enfin, la microstructure à gros grains et gros précipités dispose d'une taille de grains identique à la microstructure à gros grains mais a une taille de précipité d'environ 100 nm.

La Figure IV-21 présente l'évolution de la taille du domaine élastique et la position du centre du domaine élastique en fonction de la plasticité cumulée pour les trois microstructures, à 20°C (a) et à 550°C (b). Globalement, le comportement des deux microstructures modèles est similaire à la microstructure DA. Un adoucissement cyclique est observé et un effet mémoire, couplé à un effet Marquis sur l'érouissage cinématique semble également présent. En revanche, des différences existent concernant l'amplitude des effets observés.

Pour les deux températures investiguées une augmentation de la taille des grains conduit à une diminution de la taille du domaine élastique en début d'essai, un adoucissement cyclique plus faible et une diminution de la position du centre du domaine élastique. On notera également le fait que, la taille du domaine élastique après la fin de chaque essai, tend vers la même valeur que pour l'Inconel 718 DA. De ce fait, la taille de grains pourrait avoir une influence sur la limite d'élasticité en traction mais ce serait la taille des précipités qui gouvernerait l'adoucissement cyclique du matériau. D'autres essais sont nécessaires pour vérifier si ces observations sont reproductibles.

Les tendances concernant l'impact de l'augmentation de la taille des précipités durcissants est en revanche plus délicate à définir. A 20°C, une augmentation de la taille des précipités durcissants conduit à une légère diminution de la taille du domaine élastique au début de l'essai, un adoucissement cyclique plus important et une augmentation de la position du domaine élastique. A 550°C, on observe à nouveau une légère diminution de la taille du domaine élastique mais un plus faible adoucissement cyclique. De plus, la position du centre du domaine élastique semble diminuer. Ces résultats qui diffèrent selon la température ne permettent pas, en l'état, de tirer une quelconque influence de la taille des précipités durcissants sur le comportement. Des essais supplémentaires sont nécessaires.

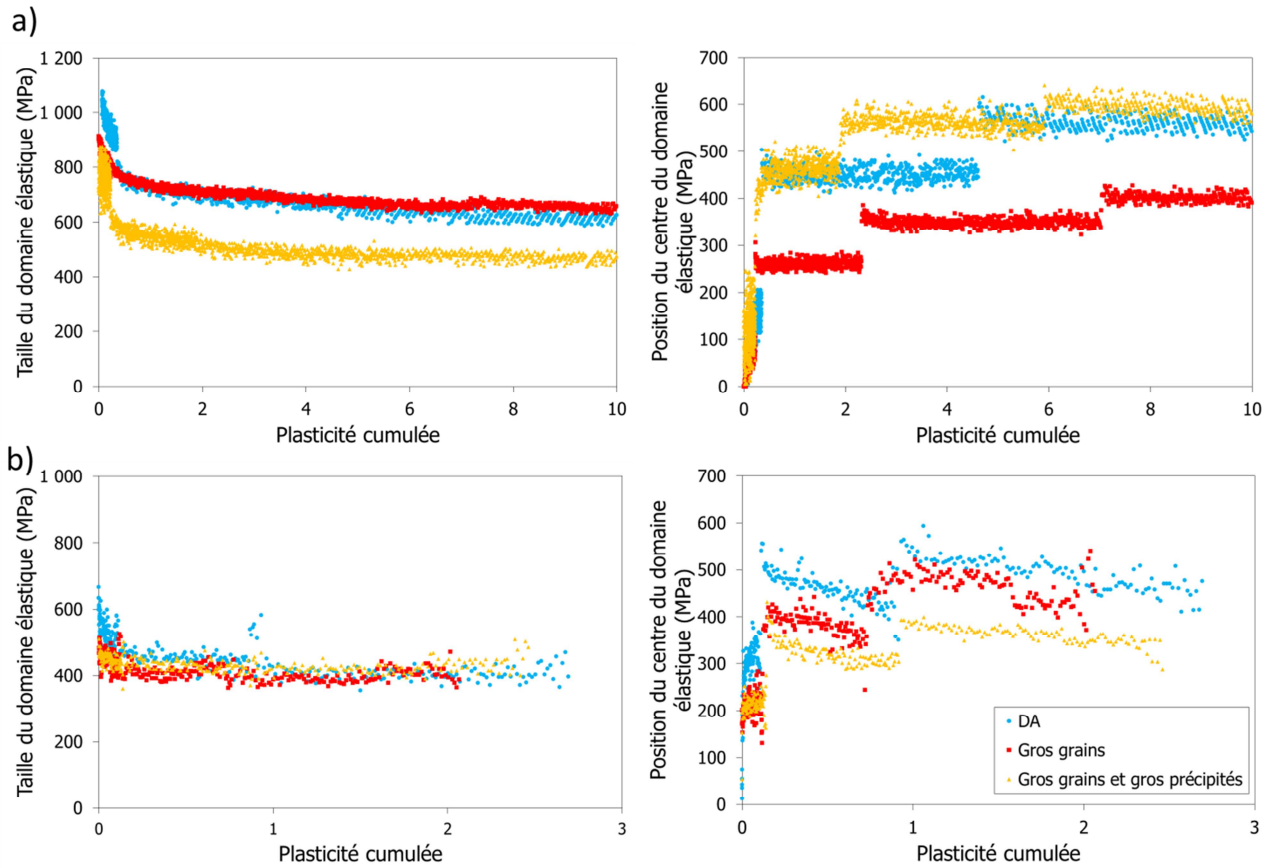


Figure IV-21. Evolution de la limite d'élasticité et de la position du centre du domaine élastique en fonction de la plasticité cumulée à 20°C (a) et 550°C (b) pour trois microstructures.

IV.4.4.2 Modélisation proposée et résultats obtenus

A partir des données exposées Figure IV-21, il aurait été possible d'identifier les paramètres de la loi de comportement pour chaque microstructure. Cependant, l'objectif étant d'être capable d'introduire les effets microstructuraux dans les modèles, il semblait pertinent d'évaluer la capacité du formalisme actuel (niveau 4) et des paramètres associés à évoluer en fonction de la microstructure à partir de raisonnements simples.

Ce paragraphe a donc pour objectif de montrer que la loi actuelle est adaptable et peut permettre d'intégrer la sensibilité aux paramètres microstructuraux tels que la taille des grains. Parmi les relations les plus connues reliant l'influence de la taille des grains au comportement du matériau on peut citer la loi Hall-Petch (Eq. IV-37). Il est donc décidé d'investiguer la possibilité d'utiliser cette loi comme étant la base des développements sur l'influence de la taille des grains. Elle est donc utilisée et tracée Figure IV-22 avec les données expérimentales obtenues à 550°C.

$$\sigma_{0,2} = \sigma_i + \frac{k}{\sqrt{dm}} \quad \text{Eq. IV-37}$$

Où $\sigma_{0,2}$ représente la limite d'élasticité à 0,2 % de déformation, dm le diamètre des grains, σ_i et k les paramètres de la loi Hall-Petch obtenus expérimentalement.

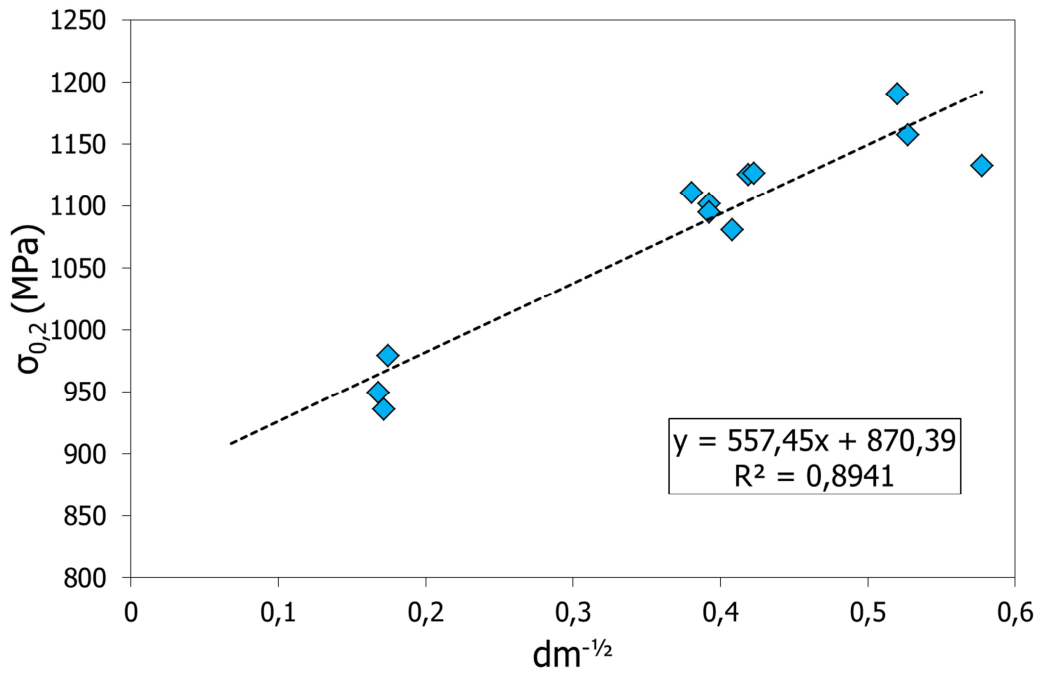


Figure IV-22. Relation Hall-Petch obtenue à 550°C pour l'Inconel 718.

La loi Hall-Petch indique qu'il existe une évolution linéaire de la limite d'élasticité avec la racine carrée du diamètre de la taille des grains. Les données expérimentales sont cohérentes avec une évolution de type Hall-Petch. Le coefficient de corrélation est $R^2 = 0,89$.

Il est observé Figure IV-21, que la taille du domaine d'élasticité au début de l'essai, l'adoucissement cyclique ainsi que l'écroutissage cinématique ont des valeurs inférieures à la microstructure DA.

En partant de ce constat, il est proposé d'appliquer la relation définie par Hall-Petch à l'ensemble des paramètres de la loi de comportement ayant la dimension d'une contrainte. Ainsi en repartant de l'identification proposée pour l'Inconel 718 DA à 20°C et 550°C, le rapport entre la limite d'élasticité de la microstructure DA et de la microstructure à gros grain est appliqué aux paramètres suivants : R_0 , C_k , K_1 , K_2 , Q_0 , Q_M , Q_i .

La Figure IV-23 présente les résultats obtenus concernant la modélisation du comportement sur l'Inconel 718 à gros grains à 20°C et 550°C. Dans l'ensemble la simulation représente relativement bien les observations expérimentales avec une bonne description de la montée en charge des essais et une bonne description des boucles d'hystérésis. Concernant l'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles, il semble que la modélisation surestime la contrainte. On notera tout de même que l'amplitude de l'évolution de la contrainte est similaire aux données expérimentales.

Enfin, bien qu'il n'y ait pas assez de points pour être catégorique, il semble que la relaxation de la contrainte moyenne soit bien représentée par la simulation.

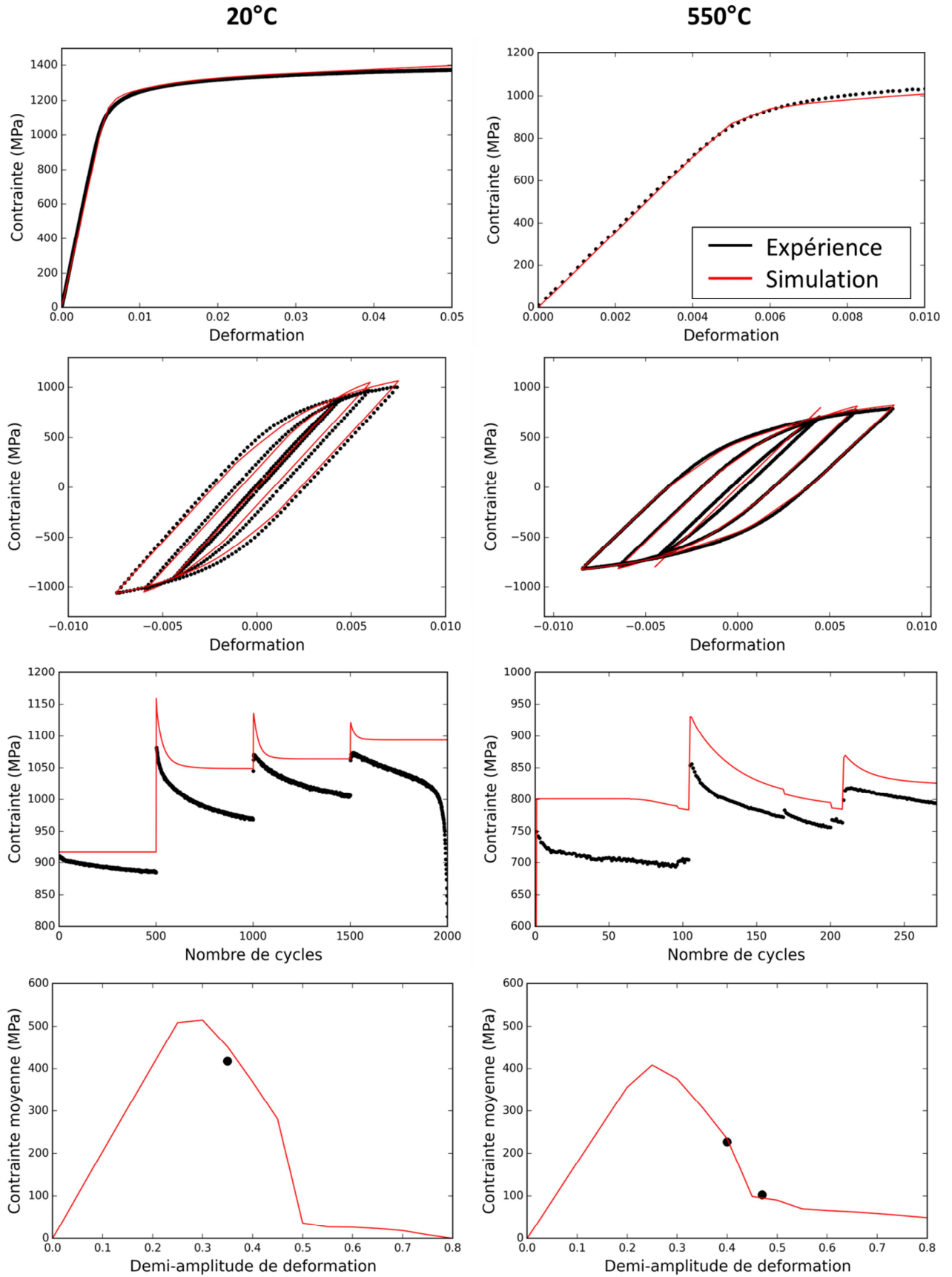


Figure IV-23. Comparaison expérience / simulation de l'identification réalisée à 20 et 550°C sur la microstructure à gros grains.

Ces résultats valident donc l'approche phénoménologique mise en place pour prendre en compte la taille des grains dans la loi de comportement. Un travail identique pour différentes tailles de grains pourrait confirmer ces premiers résultats.

Concernant la prise en compte de l'impact des précipités durcissants sur le comportement, il semble nécessaire de connaître précisément la taille et la fraction volumique des phases γ'' . En effet, la plupart des modèles prenant en compte l'influence des précipités durcissants sur le comportement de matériaux à base nickel possèdent une dépendance à ces deux paramètres [Fisk et al., 2014].

Pour la microstructure DA, il a été précisé au chapitre 2 que la taille des précipités durcissants ne pouvait être quantifiée précisément. Pour être capable de prendre en compte ces aspects dans la loi de comportement, il sera nécessaire d'améliorer la capacité de quantifier ces précipités. Plusieurs pistes sont envisagées. La première consisterait à réaliser des observations au Microscope Electronique en Transmission. Ceci permettrait d'améliorer la résolution mais diminuerait grandement la taille du champ observé. De ce fait, il serait nécessaire de faire un nombre très conséquent d'analyse pour obtenir une analyse statistique acceptable. Une deuxième possibilité est d'améliorer les observations faites au Microscope Electronique à Balayage. Pour cela des attaques chimiques ont déjà été effectuées permettant d'améliorer nettement les clichés. Cependant celles-ci restent insuffisantes pour quantifier la taille et la fraction volumique des précipités durcissants pour la microstructure DA. En faisant grossir la taille des précipités durcissants comme cela a été réalisé avec la microstructure modèle à gros grains et gros précipités, on améliore nettement la capacité à réaliser une quantification. En réalisant ceci pour d'autres microstructures ayant des tailles de précipités durcissants supérieures, il serait envisageable de proposer une modélisation apte à rendre compte de l'influence de ce paramètre dans les modèles.

Cette microstructure modèle n'a donc pas fait l'objet d'une modélisation de son comportement.

IV.5 Modélisation de la relaxation des contraintes résiduelles

IV.5.1 Présentation du modèle utilisé et de l'introduction des contraintes résiduelles dans le code Zset

Les lois de comportement sont maintenant identifiées à 20°C et 550°C pour l'Inconel 718 DA et la microstructure à gros grains. Nous allons à présent chercher à évaluer les capacités du formalisme choisi et des identifications associées à retranscrire la relaxation des contraintes résiduelles sous différents charge-ments, à 20 et 550°C.

Afin de modéliser la relaxation des contraintes résiduelles, il est nécessaire d'introduire un état initial dans le calcul par éléments finis. Dans ce chapitre, seules les contraintes résiduelles sont introduites dans le calcul. La démarche utilisée dans cette thèse est identique à celle proposée par Morançais et présentée Figure IV-24 [Morançais, 2016]. Elle consiste à introduire dans le modèle, des profils d'eigenstrains calculés à partir de mesures de contraintes résiduelles obtenues sur un pion assimilé à un massif semi-infini. Une étape de ré-equilibrage élastique est nécessaire et réalisée à 20°C.

Les éprouvettes cylindriques utilisées pour réaliser les essais sont modélisées par l'intermédiaire d'éléments axisymétriques. Le maillage est raffiné à la surface de l'éprouvette afin de garantir une bonne description de la zone grenailée.

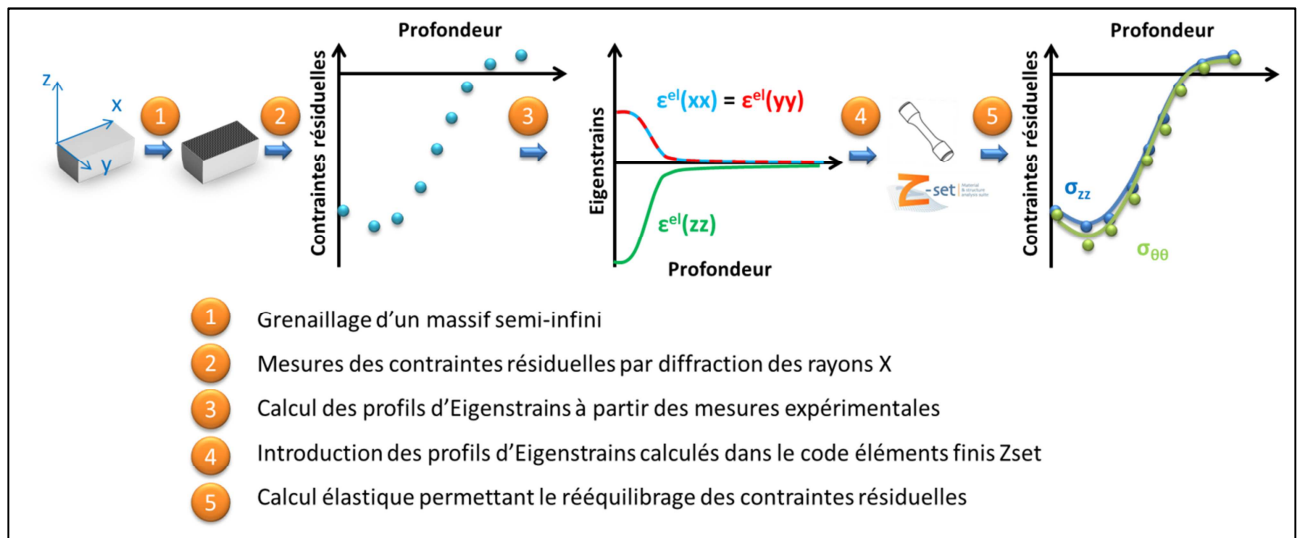


Figure IV-24. Démarche d'introduction des contraintes résiduelles dans le code Zset.

IV.5.2 Relaxation des contraintes résiduelles de l'Inconel 718 DA sous chargement cyclique à 20°C

On rappelle que les contraintes résiduelles ont été mesurées par diffraction des rayons X et présentées dans le chapitre 3. Les contraintes résiduelles σ_{zz} représentent les contraintes mesurées dans le sens de sollicitation de l'éprouvette. Les contraintes résiduelles $\sigma_{\theta\theta}$ représentent les contraintes circonférentielles mesurées perpendiculairement au sens de sollicitation de l'éprouvette.

La Figure IV-26 présente une comparaison des profils de contraintes résiduelles mesurés expérimentalement après un essai sous chargement cyclique à 20°C et les résultats de la simulation. Deux amplitudes de déformation normalisées imposées à 0,7 et 1 sont représentées sur la Figure IV-26.a et la Figure IV-26.b respectivement.

Premièrement on notera que la méthode d'introduction des contraintes résiduelles utilisée est validée à la vue des profils obtenus au cycle 0. Ensuite, pour l'amplitude de déformation imposée la plus basse, la modélisation prévoit une relaxation des contraintes résiduelles faible dans les deux directions étudiées. Parallèlement, lorsque l'amplitude de déformation est augmentée, le modèle conduit à une relaxation plus importante des contraintes résiduelles. Ceci est en accord avec les observations faites expérimentalement. Concernant la quantité de contraintes résiduelles relaxées, pour l'amplitude de déformation la plus basse, il apparaît que la relaxation des contraintes résiduelles maximales de compression prédite par le modèle n'est pas suffisante. En revanche, la relaxation des contraintes résiduelles est mieux représentée pour l'amplitude de déformation la plus élevée.

Le modèle permet donc de traduire la relaxation uniquement partielle des contraintes résiduelles ce qui représentait le premier objectif de la loi de comportement. Néanmoins, il semble nécessaire de réaliser plus de mesures sur différentes éprouvettes pour améliorer la qualité du raisonnement.

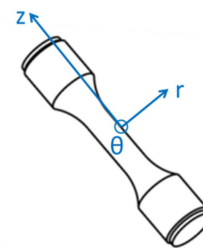


Figure IV-25. Notation choisie pour étudier les éprouvettes cylindriques.

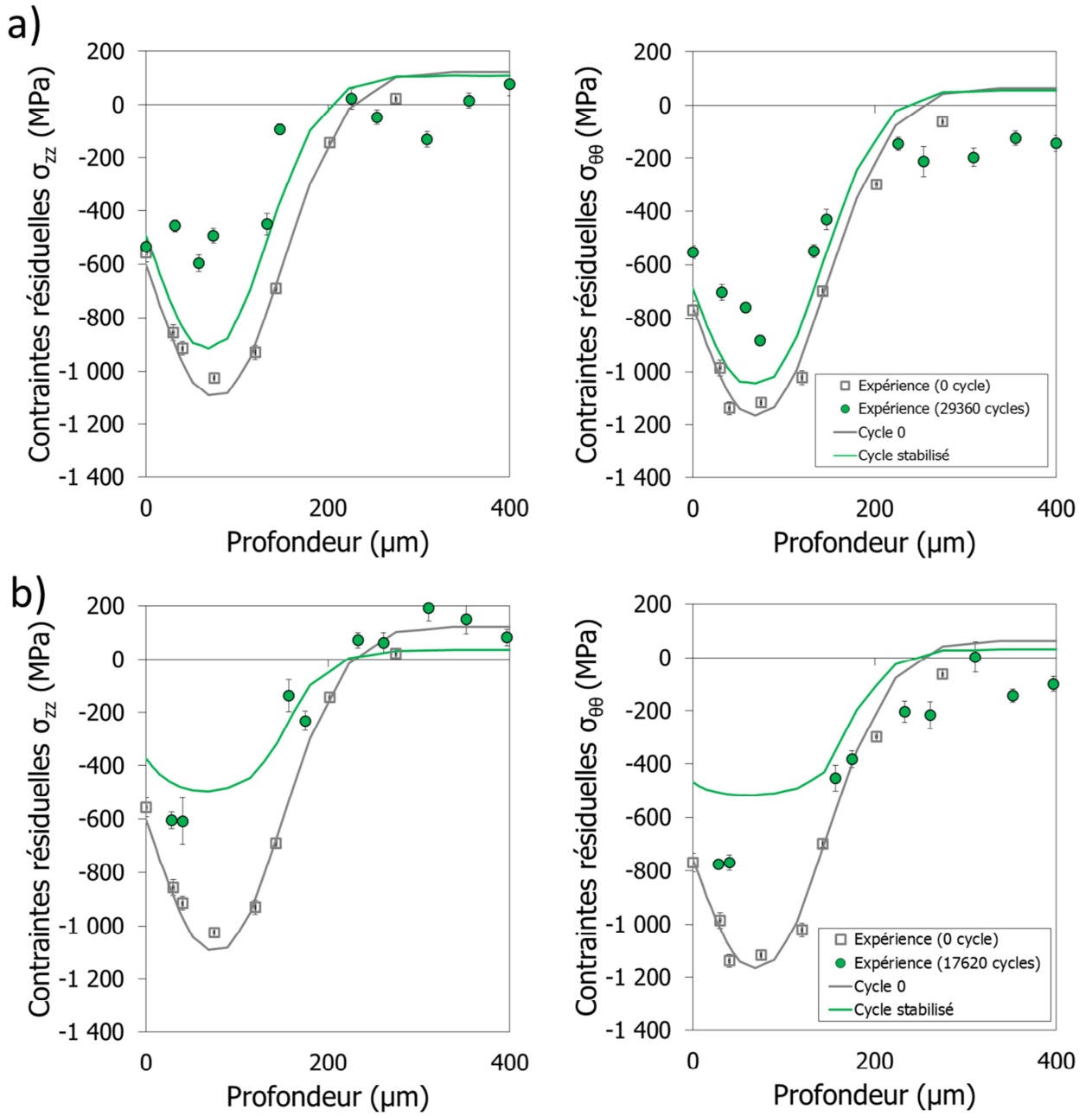


Figure IV-26. Modélisation de la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement cyclique à 20°C, application à l'Inconel 718 DA a) $\epsilon_{normée} = 0,7$, b) $\epsilon_{normée} = 1$.

IV.5.3 Relaxation des contraintes résiduelles de l'Inconel 718 DA à 550°C

IV.5.3.1 Relaxation sous chargement thermique seul

La Figure IV-27.a et la Figure IV-27.b présentent les profils des contraintes résiduelles prédits par le modèle (à droite) après différents temps de maintien à 550°C pour deux conditions de grenailage⁸ G1 et G2. Ces données sont comparées aux mesures expérimentales (à gauche de la figure) déjà présentées au chapitre 3.

Cette comparaison montre que la modélisation ne permet pas de traduire correctement la relaxation partielle des contraintes résiduelles sous sollicitation thermique. Dans ces conditions de chargement, le modèle prédit une évolution faible voire inexistante des profils de contraintes résiduelles pour les deux conditions de grenailage étudiées.

Il a été observé expérimentalement que la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement thermique est fortement dépendante de l'érouissage introduit lors du grenailage. De ce fait, il était attendu que la relaxation des contraintes résiduelles en surface ne soit pas décrite correctement. En revanche, on pouvait s'attendre à une meilleure prédiction de la relaxation partielle des contraintes résiduelles dans la zone où elles sont maximales en compression. Bien qu'une relaxation des contraintes résiduelles soit observée celle-ci est insuffisante pour décrire correctement les observations expérimentales.

Il a été observé, grâce aux essais de comportement, que la taille du domaine élastique du matériau non grenailé présente une valeur proche de 1100 MPa. De ce fait, sans chargement mécanique supplémentaire, le profil de contraintes résiduelles introduit dans le modèle ne peut pas induire une plastification puisque les contraintes maximales de compression sont inférieures à 1100 MPa. Or, à la vue du modèle mis en œuvre, pour induire une relaxation des contraintes résiduelles il est nécessaire de rentrer dans le domaine plastique. De ce fait, la modélisation actuelle ne permet pas de traduire la relaxation thermique des contraintes résiduelles. La loi de comportement développée ici avait pour objectif de décrire le comportement cyclique. De ce fait, elle n'est pas totalement adaptée à la relaxation thermique des contraintes résiduelles.

Une des piste envisagée et mise en œuvre dans la le chapitre 5 est de prendre en compte l'érouissage dans la modélisation pour traduire la dépendance de la relaxation des contraintes résiduelles à l'érouissage. Etant donné que l'érouissage possède un profil très marqué à la surface, sa prise en compte dans le modèle devrait améliorer la modélisation de la relaxation des contraintes résiduelles en surface. En revanche, ce ne sera pas le cas concernant l'évolution de la contrainte maximale de compression.

⁸ G₁ = BA300D | F12-13A | 125% ; G₂ = BA300D | F22-23A | 200%

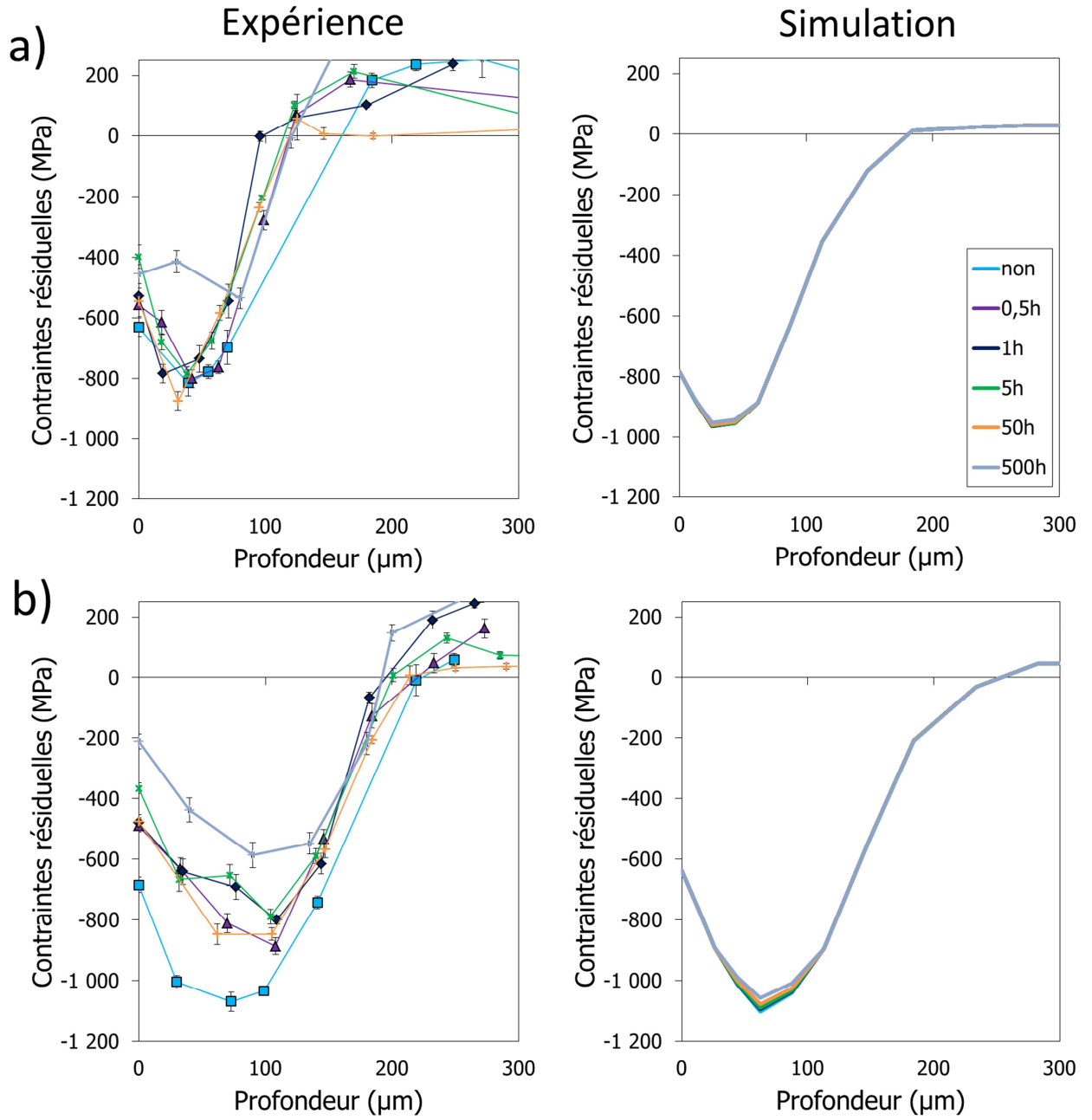


Figure IV-27. Modélisation de la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement thermique à 550°C, application à l'Inconel 718 DA a) condition de grenailage G1, b) condition de grenailage G2.

IV.5.3.2 Relaxation mécanique

On s'intéresse à présent aux résultats obtenus sous chargement mécanique à 550°C. La Figure IV-28 présente une comparaison des profils de contraintes résiduelles mesurés expérimentalement après un essai sous chargement cyclique à 550°C et les résultats de la simulation. Deux amplitudes de déformation imposées normalisées égales à 0,7 et 1 sont représentées sur la Figure IV-28.a et la Figure IV-28.b respectivement.

Les résultats obtenus à 550°C sont très similaires à ceux obtenus à 20°C. En effet, une augmentation de l'amplitude de déformation conduit à une augmentation de la relaxation des contraintes résiduelles prédite par le modèle ce qui est en accord avec les données expérimentales.

Il semble également que la relaxation des contraintes résiduelles en surface soit plus prononcée expérimentalement que le prédit la modélisation. Encore une fois, on rappelle que l'érouissage induit par grenailage n'a pas été introduit dans la modélisation proposée ici. Comme pour la relaxation thermique, la prise en compte de cet aspect devrait permettre d'améliorer la modélisation à cet endroit.

De plus, comme à 20°C, pour l'amplitude de déformation imposée la plus faible et pour la modélisation de la relaxation thermique des contraintes résiduelles, il apparaît que la relaxation des contraintes résiduelles dans la zone où elles sont maximales en compression n'est pas suffisante. En effet, l'écart entre les données obtenues par le modèle et les résultats expérimentaux est d'environ 300 MPa à cet endroit, dans le cas d'un chargement cyclique réalisé à 550°C, pour la plus faible amplitude de déformation investiguée.

Il apparaît donc impossible avec le modèle actuel de retranscrire correctement la relaxation des contraintes résiduelles maximales de compression et ceci indépendamment de la température et de la sollicitation imposée. Ceci suggère que la limite d'élasticité du modèle est trop élevée à 20°C et 550°C pour pouvoir modéliser correctement cet aspect. Une des solutions envisageables pour améliorer la modélisation serait de diminuer le seuil initial R_0 et de rattraper la raideur en modifiant la valeur initiale des écrouissages cinématiques. Cependant, l'identification de la limite d'élasticité à 20°C et 550°C est en accord avec l'ensemble des essais de comportement réalisés, aucune modification en ce sens n'a donc été apportée dans le modèle actuel.

Bien que macroscopiquement le matériau reste globalement élastique dans la zone où les contraintes résiduelles sont maximales en compression il est fort probable que des microdéformations plastiques soient présentes à cet endroit. En effet, dans cette zone, l'écart en contrainte entre la valeur maximale de compression et la limite d'élasticité du matériau est inférieur à 200 MPa. Il n'est pas à exclure que certains grains aient plastifié localement et induit une relaxation des contraintes résiduelles que le modèle macroscopique actuel ne peut pas reproduire. L'ajout d'un terme de restauration statique dans la modélisation, visant à reproduire les mécanismes de microdéformations à l'échelle des grains qui induisent une relaxation des contraintes résiduelles, est un élément qui pourrait être envisagé pour améliorer la modélisation.

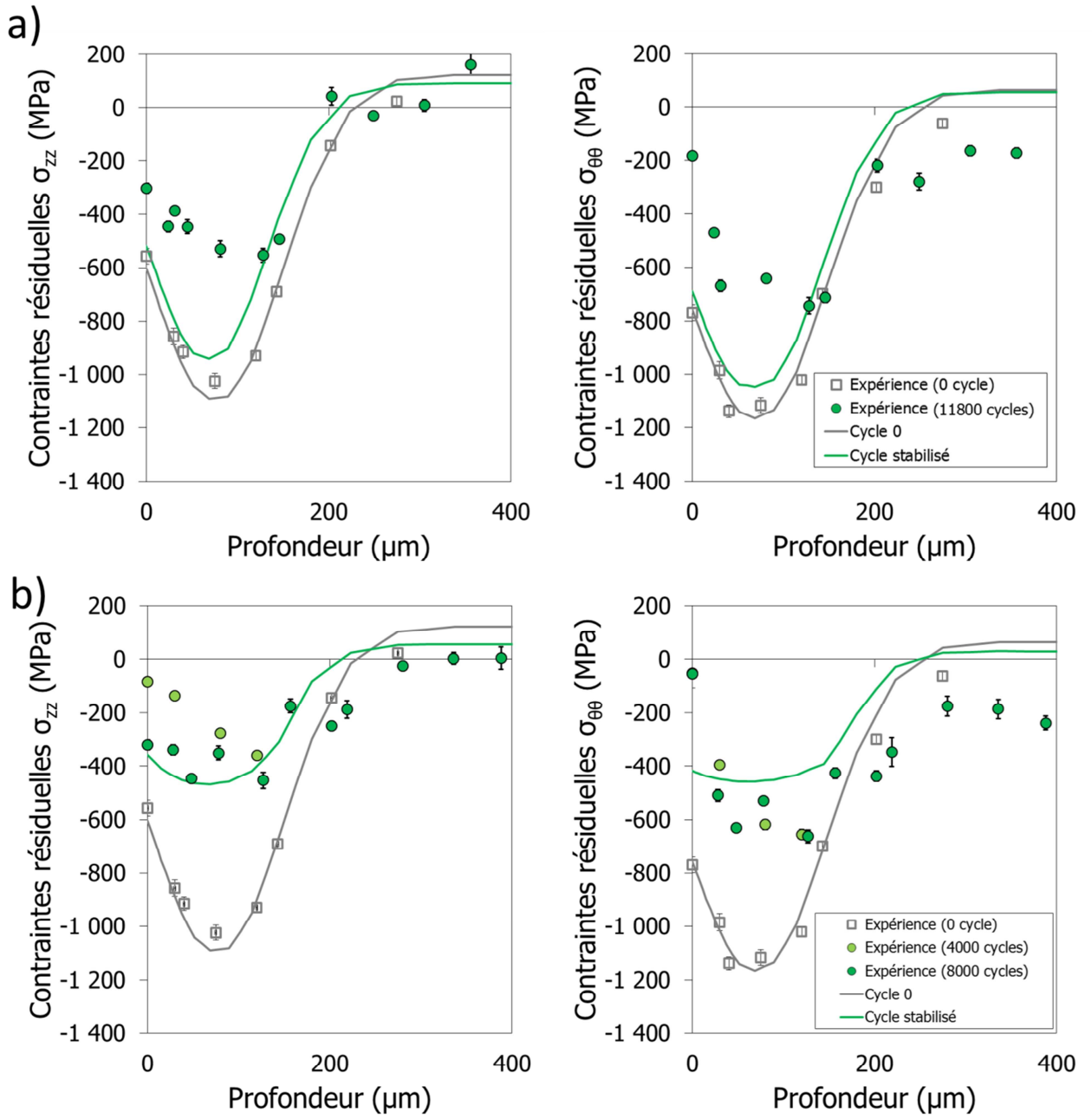


Figure IV-28. Modélisation de la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement cyclique à 550°C, application à l'Inconel 718 DA a) $\epsilon_{normée} = 0,7$, b) $\epsilon_{normée} = 1$.

IV.6 Conclusion

Ce chapitre avait pour objectif de proposer un formalisme de loi de comportement et une identification des paramètres matériaux capables de rendre compte du comportement mécanique et notamment de la relaxation partielle des contraintes résiduelles sous chargements thermique et cyclique.

Après avoir mis en place une matrice d'essais spécifique, l'identification du formalisme a été présentée. Cette présentation s'est déroulée en plusieurs temps, permettant de révéler l'intérêt des différents essais réalisés et de leur interprétation. Suite à cela un formalisme contenant un couplage entre un effet mémoire et un effet Marquis a été proposé.

Les paramètres de la loi de comportement ont ensuite été identifiés à partir des essais réalisés à 550°C sur la microstructure directement issue du disque. Ensuite, une démarche d'identification s'appuyant sur les dépouillements les plus fins a été mise en place pour identifier les paramètres de la loi de comportement à 20°C. **La comparaison de la simulation des essais aux données expérimentales montrent la pertinence de la méthodologie mise en place pour l'identification du formalisme et des paramètres associés.**

Ensuite les essais réalisés sur les deux microstructures modèles ont révélé la présence des mêmes mécanismes sur Inconel 718 DA. En revanche l'amplitude des différents effets est dépendante de la taille des grains et de la taille des précipités durcissants.

Pour prendre en compte la taille des grains une approche phénoménologique a été adoptée en appliquant une loi Hall-Petch. Cette approche semble concluante à la vue des comparaisons entre la simulation et les essais expérimentaux. La taille des précipités durcissants n'a en revanche pas été prise en compte car les outils actuels ne permettent pas de quantifier précisément la fraction volumique et la taille des phases.

Une fois les lois de comportement établies et validées concernant le comportement monotone et cyclique d'une pièce non grenillée, une modélisation de la relaxation des contraintes résiduelles a été proposée. La modélisation présentée dans ce chapitre visait à valider les choix faits concernant la loi de comportement. Seules les contraintes résiduelles ont été introduites dans ce chapitre. Les résultats obtenus sont cohérents avec le formalisme mis en place puisque la relaxation partielle des contraintes résiduelles sous chargement cyclique est relativement bien simulée. En revanche, la relaxation partielle sous chargement thermique n'est pas correctement reproduite. Il apparaît de ces résultats que le formalisme actuel ne permet pas de traduire la relaxation partielle des contraintes résiduelles maximales de compression en présence de faibles chargements. Aussi, il semble que l'introduction de l'érouissage induit par grenillage pourrait permettre d'améliorer la description de la relaxation partielle des contraintes résiduelles en surface pour des chargements soumis à des hautes températures.

Chapitre V Etude de l'impact du grenailage sur le comportement de l'Inconel 718

L'objectif de ce chapitre est de mettre en place une méthodologie permettant la prise en compte de l'écroissage induit par grenailage dans la modélisation de la relaxation des contraintes résiduelles sous sollicitations thermique et mécanique. Pour cela, il est nécessaire de comprendre le lien qui existe entre l'écroissage induit par grenailage et les variables internes de la loi de comportement, afin d'être en mesure d'initialiser ces variables en cohérence. Trois méthodes ont été investiguées pour identifier ce lien.

Une première méthode consiste à étudier le comportement de la couche grenillée. Pour cela, des essais de flexion 4 points in situ sous MEB et optiques, avec corrélation d'images, sont mis en œuvre pour les deux conditions de grenailage et deux microstructures de cette étude.

Une deuxième méthode utilise les résultats expérimentaux obtenus dans le chapitre 3 concernant la calibration de l'écroissage induit par grenailage. Ces résultats sont couplés au modèle de comportement afin d'identifier les paramètres de la loi de comportement modifiés lors du grenailage.

La dernière méthode, s'appuie sur les résultats obtenus à l'aide de la simulation du procédé de grenailage proposée par [Boyer, 2017] pour initialiser les paramètres de la loi de comportement après grenailage.

L'intérêt et les limites de ces trois méthodes sont discutés vis-à-vis de la mise en place d'une chaîne de modélisation de la fatigue des structures grenillées. Les contraintes résiduelles et l'écroissage induits par grenailage sont finalement introduits dans la simulation. L'influence de ce dernier sur la modélisation de la relaxation des contraintes résiduelles est alors analysée et discutée pour différents cas de sollicitation en fatigue.

Sommaire

CHAPITRE V	ETUDE DE L'IMPACT DU GRENAILLAGE SUR LE COMPORTEMENT DE L'INCONEL 718	151
V.1	ETUDE EXPERIMENTALE DE L'INFLUENCE DU GRENAILLAGE SUR LE COMPORTEMENT	153
V.1.1	ETUDE PAR CORRELATION D'IMAGES DU COMPORTEMENT DE LA COUCHE GRENAILLEE	154
V.1.1.1	Présentation des essais réalisés	154
V.1.1.2	Mise aux points des essais	156
V.1.1.3	Confrontation des mesures optique et MEB	157
V.1.1.4	Résultats	160
V.1.2	ETUDE PAR EBSD DU COMPORTEMENT DE LA COUCHE GRENAILLEE	161
V.1.3	DISCUSSION DE L'INFLUENCE DU GRENAILLAGE SUR LE COMPORTEMENT DE LA COUCHE GRENAILLEE	165
V.2	ETUDE NUMERICO-EXPERIMENTALE DE LA CALIBRATION DE L'ECROUISSAGE	169
V.3	EXPLOITATION DES RESULTATS DE SIMULATION DU GRENAILLAGE	172
V.3.1	PREMIERE APPROCHE PROPOSEE POUR INITIALISER LES VARIABLES INTERNES DE LA LOI DE COMPORTEMENT SUITE A LA SIMULATION DU GRENAILLAGE	173
V.3.2	DEUXIEME APPROCHE PROPOSEE POUR INITIALISER LES VARIABLES INTERNES DE LA LOI DE COMPORTEMENT SUITE A LA SIMULATION DU GRENAILLAGE	175
V.4	MODELISATION DE LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES AVEC PRISE EN COMPTE DE L'ECROUISSAGE INDUIT PAR GRENAILLAGE	176
V.4.1	RELAXATION THERMIQUE A 550°C	176
V.4.2	RELAXATION CYCLIQUE A 20 ET 550°C	178
V.5	CONCLUSION	181

Les résultats expérimentaux obtenus au chapitre 3 ont montré que le grenailage induit un fort gradient d'écrouissage qui impacte la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement thermique principalement. Après avoir mis en place la loi de comportement dans le chapitre 4, une méthode relativement conventionnelle a été utilisée pour évaluer la relaxation des contraintes résiduelles sous différents chargements. Cette méthode consiste à introduire un profil de contraintes résiduelles dans un modèle éléments finis et observer l'évolution de ces dernières au cours de différents chargements. Bien qu'encourageante, cette méthode ne permet pas de traduire correctement l'amplitude de relaxation des contraintes résiduelles en surface. Il paraît donc nécessaire d'améliorer la modélisation.

Comme expliqué au chapitre précédent, une des pistes envisagée pour répondre à la problématique est de considérer, en plus des contraintes résiduelles, le profil d'écrouissage induit lors du grenailage. Le fait que l'écrouissage induit par grenailage ne soit pas pris en compte dans la majorité des modélisations proposées dans la littérature s'explique en grande partie par la méconnaissance du lien qui existe entre les variables de la loi de comportement et l'écrouissage induit par grenailage.

L'objectif de ce chapitre est donc de présenter différentes méthodes investiguées pour améliorer la compréhension de ce lien et ainsi être capable de prendre en compte l'écrouissage induit par grenailage dans la simulation.

V.1 Etude expérimentale de l'influence du grenailage sur le comportement

Comme évoqué précédemment, une campagne expérimentale de caractérisation de la couche grenillée a été mise en place. L'analyse du comportement de la couche grenillée est réalisée à l'aide d'essais monotones sur des éprouvettes de flexion 4 points. L'utilisation de la flexion 4 points présente un fort intérêt pour la mise en évidence de l'influence du grenailage sur le comportement du matériau. En effet, contrairement à un essai de traction ou de compression uniaxial, la flexion 4 points sollicite préférentiellement la surface de l'éprouvette (zone impactée par le grenailage) et induit un gradient de déformation dans la profondeur. Cet essai apparaît donc particulièrement adapté à notre problématique par rapport à un essai de traction traditionnel.

Le montage utilisé pour réaliser les essais est présenté schématiquement Figure V-1. Il possède une capacité allant de 0 à 2 kN. La force est appliquée sur les pions internes du montage. Les éprouvettes ont été dimensionnées afin d'obtenir une déformation maximale en surface d'environ 4%. Les éprouvettes sont grenillées sur les deux plus grandes faces en respectant les mêmes conditions de grenailage qu'utilisées dans le chapitre 3⁹.

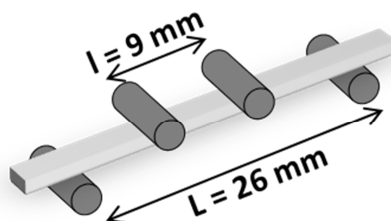


Figure V-1. Schéma des pions du montage de flexion quatre points.

⁹ $G_1 = \text{BA300D} \mid \text{F12-13A} \mid 125\%$; $G_2 = \text{BA300D} \mid \text{F22-23A} \mid 200\%$

Afin d'évaluer l'influence de l'érouissage induit par grenailage sur le comportement monotone de l'Inconel 718, deux approches complémentaires ont été adoptées.

La première approche consiste à réaliser des essais monotones avec un suivi par corrélation d'images de la déformation induite lors de l'essai. Une fois les images acquises, un post traitement est réalisé afin d'obtenir l'évolution de la déformation dans l'épaisseur de l'éprouvette en fonction de l'effort appliqué. La comparaison d'éprouvettes non grenillées et grenillées permet alors d'évaluer l'influence du grenailage sur le comportement du matériau.

La deuxième approche consiste à réaliser les mêmes essais mais cette fois-ci avec un suivi par analyse EBSD. Comme expliqué précédemment, cette technique est sensible à la déformation plastique introduite dans le matériau. Elle peut donc permettre de déterminer l'influence du grenailage sur l'évolution de la déformation plastique lors des essais.

L'objectif de ce paragraphe est de présenter les résultats obtenus avec ces deux approches et de les comparer pour en déduire le comportement de la couche grenillée.

V.1.1 Etude par corrélation d'images du comportement de la couche grenillée

Précédemment à cette étude, des travaux similaires ont été réalisés sur un autre matériau base Nickel au laboratoire Castaing de l'Onera [Liaigre, 2015]. Les essais, effectués sur le même montage que cette étude, avaient révélé une dissymétrie entre le comportement en traction et en compression suite au traitement des images par corrélation d'images, acquises à l'aide d'un Microscope Electronique à Balayage (Tableau V-1). Des essais complémentaires avaient alors été réalisés à l'aide d'un dispositif optique (Tableau V-1) et n'avaient pas révélés de dissymétrie dans le comportement en traction et en compression.

Un premier objectif de cette étude était donc de vérifier si les résultats obtenus à l'aide du MEB pendant la campagne expérimentale menée sur Inconel 718 présentaient également un biais de mesure et, si tel était le cas, proposer une correction. Les deux techniques d'imagerie (système optique et MEB) ont donc été utilisées pour acquérir les images et mettre en place un protocole de mesure, d'analyse et de comparaison des déformations induites en cours d'essai.

V.1.1.1 Présentation des essais réalisés

Le système optique utilisé est constitué d'une caméra CCD couplée à un objectif télécentrique. L'utilisation d'un objectif télécentrique a plusieurs avantages par rapport à un objectif traditionnel. Il produit un faisceau parallèle qui assure une absence de distorsion de l'image pour un faible déplacement selon l'axe optique de l'échantillon et permet d'avoir une profondeur de champ où le grandissement reste constant. Les effets de bords sont également fortement réduits par rapport à un objectif traditionnel.

Le Microscope Electronique à Balayage utilisé est un « Zeiss DSM962 ». Les échantillons étant préalablement polis, le détecteur employé pour réaliser les images est le détecteur d'électrons rétrodiffusés (mode BSE).

Le Tableau V-1 présente une comparaison des caractéristiques d'acquisition des images MEB et de la caméra optique télécentrique utilisés pour cette étude.

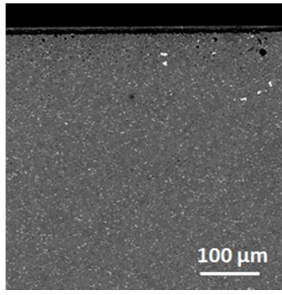
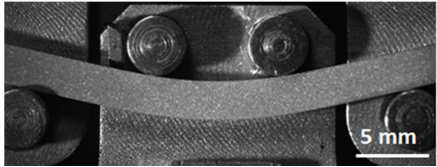
	MEB Zeiss DSM962	Optique télécentrique SILL TZM 2599/0,4-C
Résolution	1500 x 1500 pixels	2750 x 2200 pixels
Champ observé	391,6 μm x 391,6 μm	24,4 mm x 32,6 mm
Taille du pixel	Environ 0,25 μm	11,5 μm
Exemple d'image acquise		

Tableau V-1. Comparaison des paramètres Optique/MEB.

Pour réaliser une image au MEB, un temps d'environ une minute est nécessaire. L'acquisition ne peut donc pas être continue pendant toute la durée de l'essai. De ce fait, des paliers de chargement sont réalisés tous les 50 à 100 Newtons. Une fois le palier de chargement atteint, les moteurs du montage sont arrêtés et il faut attendre dès lors une minute pour la stabilisation mécanique de l'échantillon avant de pouvoir réaliser l'image. La taille des images MEB est de 1500 pixels par 1500 pixels avec un champ balayé de 400 μm par 400 μm ce qui représente une taille de pixel d'environ 0,25 μm . La durée pour chaque essai est de quatre heures. Pour chaque palier, une image est prise à la surface en compression et en traction.

La taille des images avec le dispositif optique est de 2750 pixels par 2200 pixels avec un champ balayé de 24,4 mm par 32,6 mm, ce qui représente une taille de pixel d'environ 11,5 μm . Le temps d'acquisition pour un essai est d'une heure. Une seule image est nécessaire pour visualiser les deux peaux de l'éprouvette en traction et compression.

La corrélation d'images normalisée centrée, dont le principe est détaillé en annexe page 257, est la technique de post traitement utilisée pour mesurer la déformation pendant les essais mécaniques de flexion 4 points. Cette méthode permet de déterminer le champ de déplacements engendré par une déformation mécanique en comparant deux images successives.

La qualité de la corrélation d'images est liée à la présence, à la surface de l'échantillon, de marqueurs répartis de manière homogène et de taille suffisamment petite par rapport au déplacement que l'on cherche à mesurer. Ces marqueurs sont détectés grâce à une analyse de l'image en niveau de gris. Le niveau de gris de ces marqueurs doit donc être différent de celui de la surface du matériau. Plus la différence de niveau de gris est importante, meilleure est la détection des marqueurs.

Certains matériaux possèdent des marqueurs naturels qu'il est possible d'utiliser. Cependant, si ceux-ci sont insuffisants (comme c'est le cas ici), il est alors nécessaire de déposer des particules à la surface de l'échantillon, aussi appelées mouchetis.

V.1.1.2 Mise aux points des essais

Deux techniques ont été choisies pour déposer le mouchetis. La première méthode consiste à utiliser un aérographe qui permet de disperser de la peinture sur la surface d'analyse. Cette technique est rapide à mettre en œuvre mais ne permet pas d'obtenir un mouchetis suffisamment fin pour les résolutions visées au MEB. En revanche, elle est parfaitement adaptée pour les mesures réalisées en optique.

Pour permettre la corrélation d'images après acquisition au MEB, un protocole permettant de déposer de fines particules à la surface de l'échantillon a été proposé au cours d'un stage réalisé durant la thèse [Columb, 2016]. La Figure V-2.a) présente un exemple de dépôt pour le mouchetis finalement retenu pour réaliser les acquisitions au MEB. Le mouchetis déposé, en noir sur l'image, est réparti de façon homogène. La Figure V-2.b) présente une carte du score de corrélation associé à cette image. Le score de corrélation ou de ressemblance est un indicateur de la qualité de la corrélation de l'image, c'est-à-dire de la capacité du logiciel FOLKI-D à retrouver les différents pixels dans la nouvelle image. Il est proche de 1 si le pixel balayé a une forte ressemblance avec le pixel de référence. On considère que la corrélation d'images est de qualité lorsque le score de corrélation est supérieur à 0,7 sur une échelle de 0 à 1. Le score de corrélation atteint ici est donc très satisfaisant, car supérieur à 0,8.

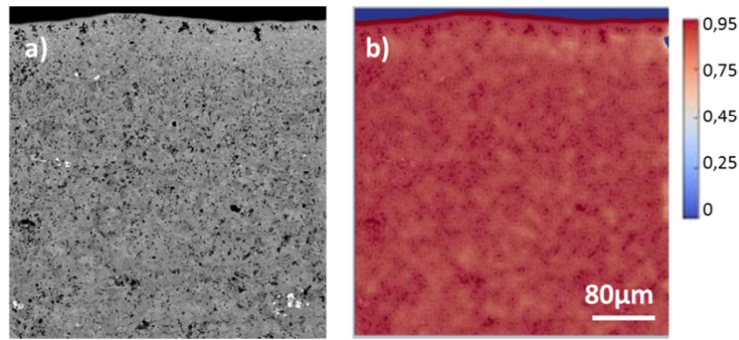


Figure V-2. a) Images MEB et b) score de corrélation associé.

Une fois les images traitées et le champ de déplacement obtenu par corrélation d'images, la déformation au sein de l'épaisseur est calculée. Des jauges virtuelles sont utilisées pour permettre de suivre le déplacement de points entre deux images. Une jauge correspond à la distance entre deux points d'analyse situés sur une même profondeur. Sur la Figure V-3, la jauge correspond à la distance $A_k B_k$ sur la première image, et devient, après déformation, la distance $A'_k B'_k$ sur la deuxième image. Ainsi, la déformation pour une profondeur donnée dans l'échantillon correspond à :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{A'B' - AB}{AB} \quad \text{Eq. V-1}$$

Avec $AB = X_B - X_A$; $A'B' = (X_B + \Delta_{XB}) - (X_A + \Delta_{XA})$; X_B , X_A les coordonnées des points sur l'axe X et Δ_{XB} , Δ_{XA} les déplacements des points déterminés avec la corrélation d'image.

Il est alors possible de déterminer le profil de déformation obtenu dans la profondeur.

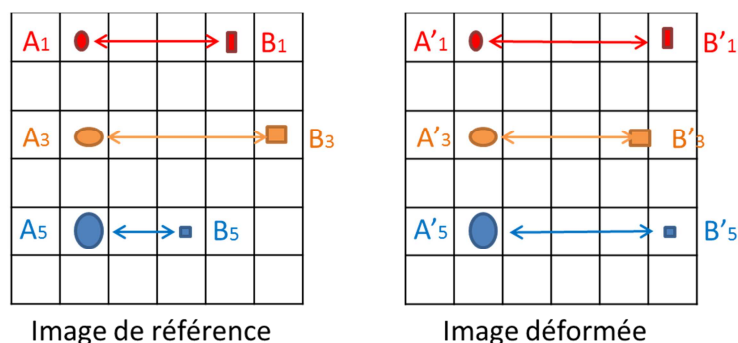


Figure V-3. Illustration du traitement de données avec l'utilisation des jauges.

V.1.1.3 Confrontation des mesures optique et MEB

Des essais de flexion 4 points ont été réalisés sur deux éprouvettes non grenillées pour comparer les résultats obtenus à partir des deux techniques d'acquisition.

L'évolution de la déformation obtenue par corrélation d'images à la surface des éprouvettes est comparée Figure V-4.

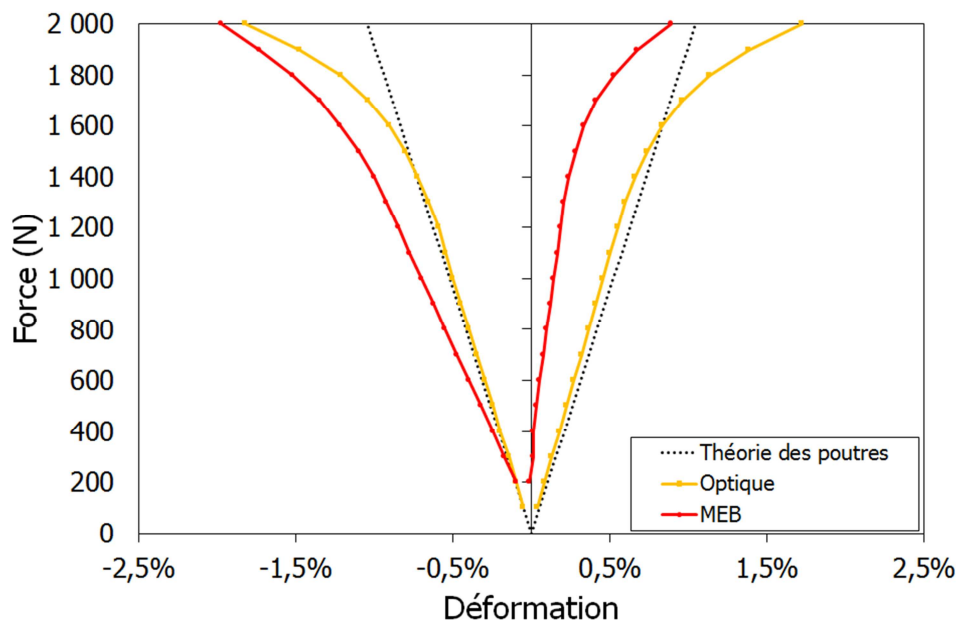


Figure V-4. Comparaison des données optique et MEB pour de l'Inconel 718 DA non grenillé.

Les données obtenues à l'aide de l'acquisition optique, représentées par la courbe orange, sont cohérentes avec la théorie des poutres dans le domaine élastique. De plus, le comportement en traction et en compression est relativement similaire. Les courbes déterminées à l'aide de l'acquisition faite au MEB (courbe rouge) sont très différentes. On note une forte asymétrie entre la traction et la compression, avec des valeurs qui ne suivent pas la théorie des poutres dans le domaine élastique. Ces résultats sont donc similaires à ceux précédemment observés au laboratoire Castaing.

D'autres mesures, réalisées sur plusieurs éprouvettes, montrent la présence systématique de ces différences, que l'on appellera « biais de mesure » dans la suite.

Il apparaît que l'origine de ce biais de mesure vient du fléchissement du montage au cours de l'essai sous MEB. La rigidité du montage n'est semble-t-il pas suffisante et induit un déplacement de la platine du MEB dans la direction perpendiculaire à la surface de l'échantillon, d'autant plus grand que la force est augmentée.

Contrairement à l'optique, qui possède un objectif télécentrique, les images obtenues au MEB dépendent de la distance entre la surface et le centre de déflexion (Figure V-5.a). Pour acquérir les images, le faisceau d'électrons balaie la surface de l'échantillon sur un certain champ, défini entre les points A et B. L'angle de déflexion du faisceau d'électrons est fixe durant l'essai, tout comme le nombre de pixels associé à l'image reconstruite. Au cours de l'essai de flexion, plus la déformation augmente, plus la distance entre le centre de déflexion et la surface balayée est grande. Cet éloignement de la surface balayée au centre de déflexion du faisceau d'électrons va induire une augmentation de la dimension physique du champ balayé (A'B'). Cette surface étant visualisée dans l'image avec un même nombre de pixels, la dimension physique d'un pixel va donc augmenter. Ainsi, bien que les distances CD et C'D' soient identiques dans la réalité, elles sont différentes sur les images acquises au MEB.

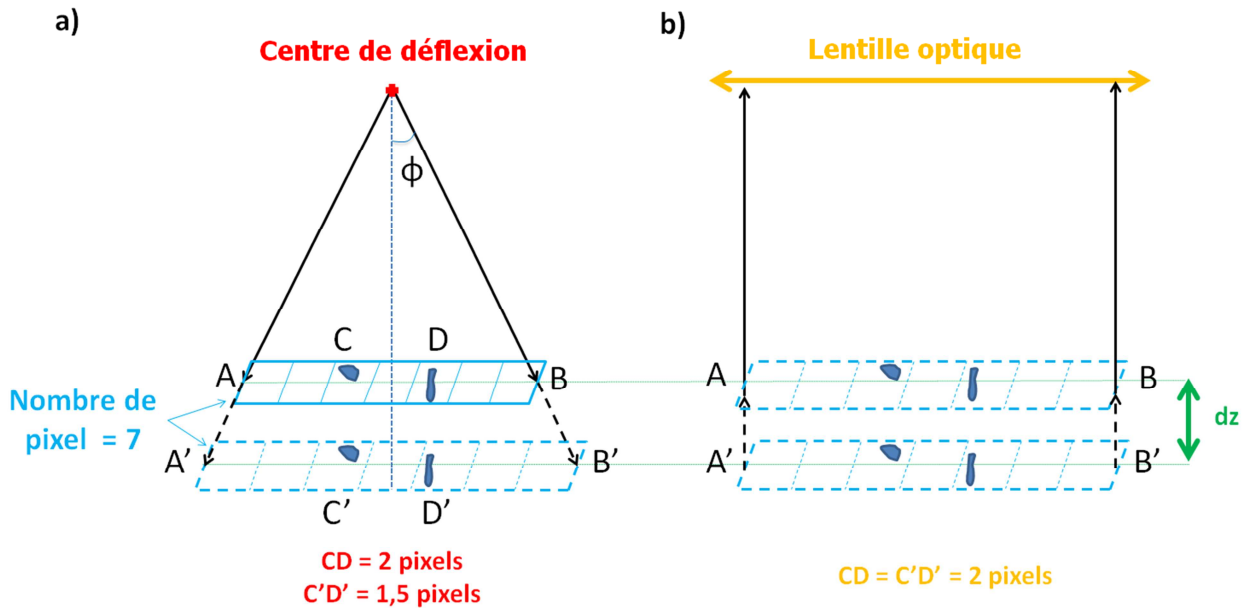


Figure V-5. Illustration du problème de distorsion observé a) au MEB ; et b) pas en optique télécentrique.

L'objectif télécentrique, utilisé en optique, permet d'être indépendant du déplacement du montage, grâce aux rayons parallèles à l'axe optique captés par l'objectif (Figure V-5.b). Lorsque la surface de l'échantillon subit un déplacement, l'image se focalise au même endroit sur la lentille de la caméra, et n'entraîne aucune distorsion. Lors des essais de flexion 4 points, le biais de mesure n'apparaît donc pas avec la caméra optique.

Afin d'évaluer l'erreur de mesure liée au déplacement du montage sous MEB, l'écart entre les courbes obtenues à l'aide des deux techniques d'analyse (MEB et optique) est représenté sur la Figure V-6. Cet écart est linéaire dans la partie élastique (inférieure à 1500 N) et non linéaire dans la partie plastique. De plus, il est également dépendant de la surface analysée (traction, compression). L'écart maximal observé sur cet exemple est de 0,7 %, alors que les déformations maximales atteintes lors de l'essai réalisé sont d'environ 1,5 %. Le biais de mesure représente alors près de 50 % de la valeur observée. Etant donné la précision recherchée lors de cette étude, la prise en compte de ce biais de mesure de façon rigoureuse est indispensable.

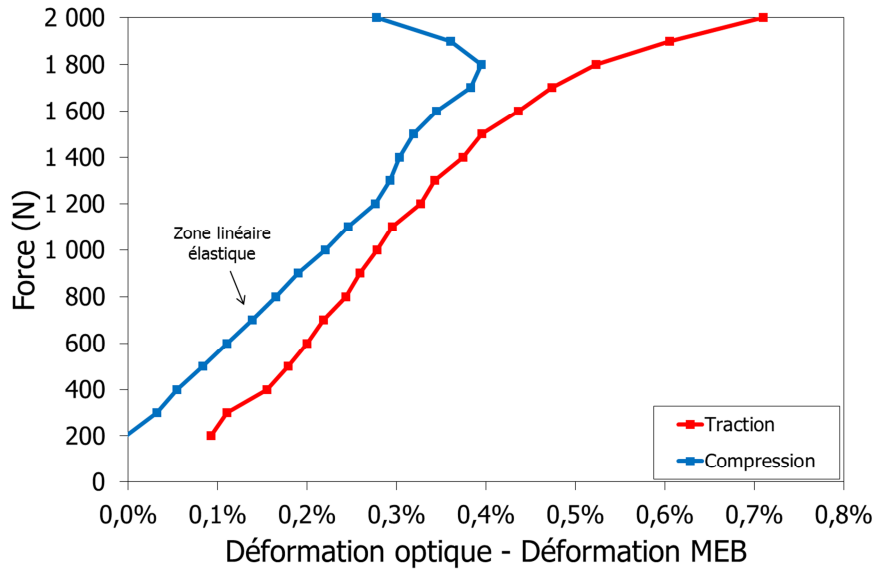


Figure V-6. Résidu de la déformation entre les données optiques et MEB pour un même échantillon.

Deux approches ont été proposées : l'utilisation des caractéristiques mécaniques d'un essai de flexion 4 points (méthode de la fibre neutre) et l'utilisation de pions témoins fixés sur le montage. L'ensemble des développements réalisés pour prendre en compte le biais de mesure sont détaillés en Annexe page 259.

La Figure V-7 présente les courbes obtenues après avoir appliqué les différentes méthodes proposées. Il apparaît que les corrections apportées améliorent grandement la qualité des résultats obtenus au MEB, puisque l'erreur commise est alors inférieure à 15 %, ce qui est bien inférieur aux 50 % obtenus sans application d'une correction. Pour la suite de l'étude, la correction choisie est celle obtenue par la méthode des témoins. L'écart-type est défini à partir de l'écart mesuré entre les différentes corrections calculées (témoin 1, témoin 2 et fibre neutre).

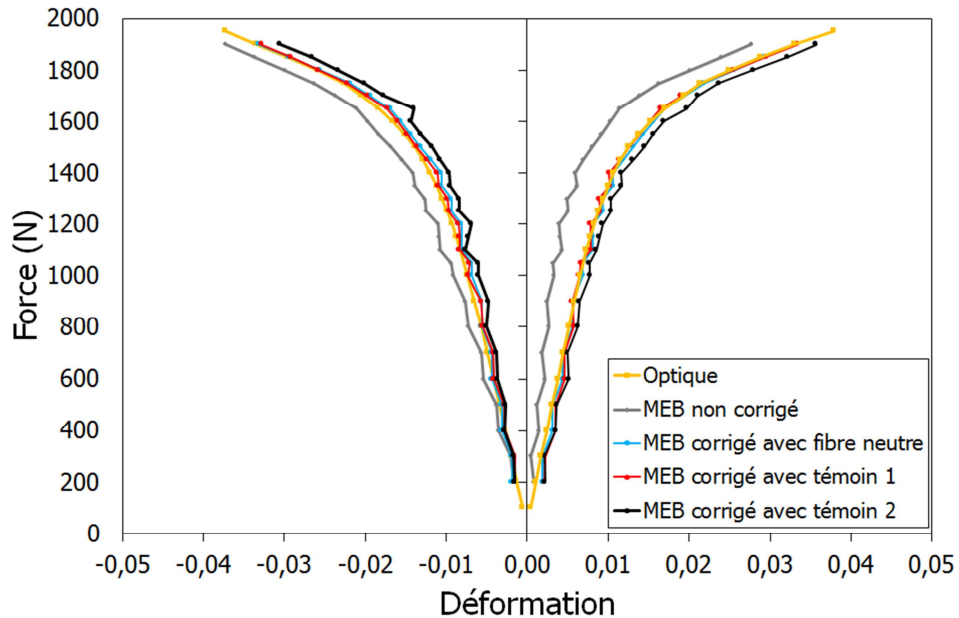


Figure V-7. Comparaison courbe optique et courbe après correction de mesure de flexion 4 points *in situ* au MEB pour l'Inconel 718 DA G2.

V.1.1.4 Résultats

La Tableau V-2 présente la matrice d'essais mise en œuvre pour évaluer l'influence du grenailage sur le comportement des trois microstructures de l'étude. Figurent également dans ce tableau, les mesures réalisées à l'aide de l'analyse EBSD qui sont présentées dans la prochaine section.

Etat de surface	Microstructures					
	DA			Gros grains		Gros grains et gros précipités
Non grenailé	●	●	●		●	
Condition de grenailage G1	●	●	●			
Condition de grenailage G2	●	●	●	●	●	●

Type d'essai : ● EBSD ● Optique ● MEB

Tableau V-2. Matrice d'essais étude expérimentale de l'influence du grenailage sur le comportement.

La Figure V-8 présente la réponse obtenue par corrélation d'images des éprouvettes de flexion 4 points en Inconel 718 DA. Différentes conditions de surface (non grenailée, grenailée G1, grenailée G2) sont comparées. Il apparaît que toutes les courbes sont semblables et entrent dans le domaine de l'erreur de mesure, ce qui semble montrer que l'influence du grenailage sur le comportement monotone de l'Inconel 718 DA est limitée.

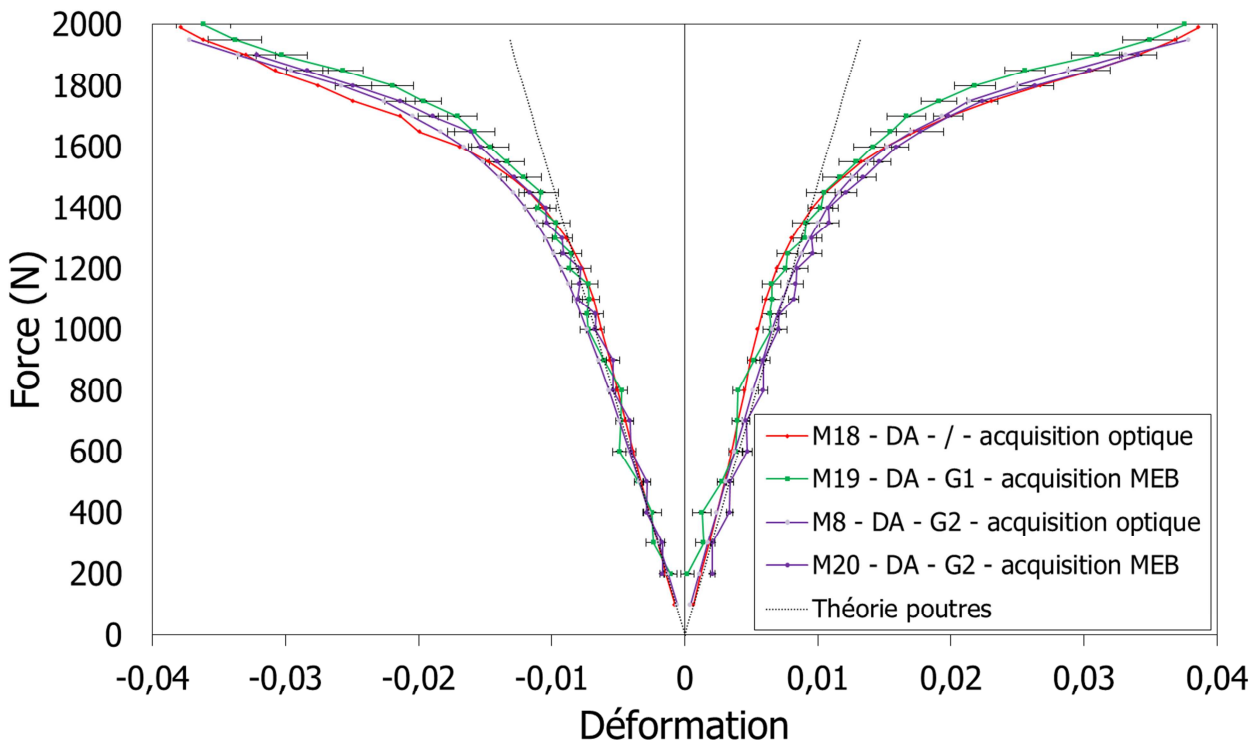


Figure V-8. Comparaison de la réponse obtenue par corrélation d'images des éprouvettes de flexion 4 points en Inconel 718 DA.

La Figure V-9 compare la réponse obtenue par corrélation d'images sur les éprouvettes de flexion 4 points en Inconel 718 gros grains. Les résultats sont plus dispersés que pour l'Inconel 718 DA. Les mesures obtenues à l'aide de la caméra optique et du MEB sont différentes pour les éprouvettes ayant subi le même traitement de grenailage G2. En effet, il semble que pour l'éprouvette M10, le grenailage augmente la

limite d'élasticité. En revanche, pour l'éprouvette M12, le grenailage semble diminuer la limite d'élasticité. Il est possible que la microstructure soit à l'origine de ces différences. Il est alors difficile de statuer de l'influence du grenailage sur le comportement du matériau. Les résultats obtenus par analyse par corrélation d'images seront comparés aux données EBSD dans la section V.1.3.

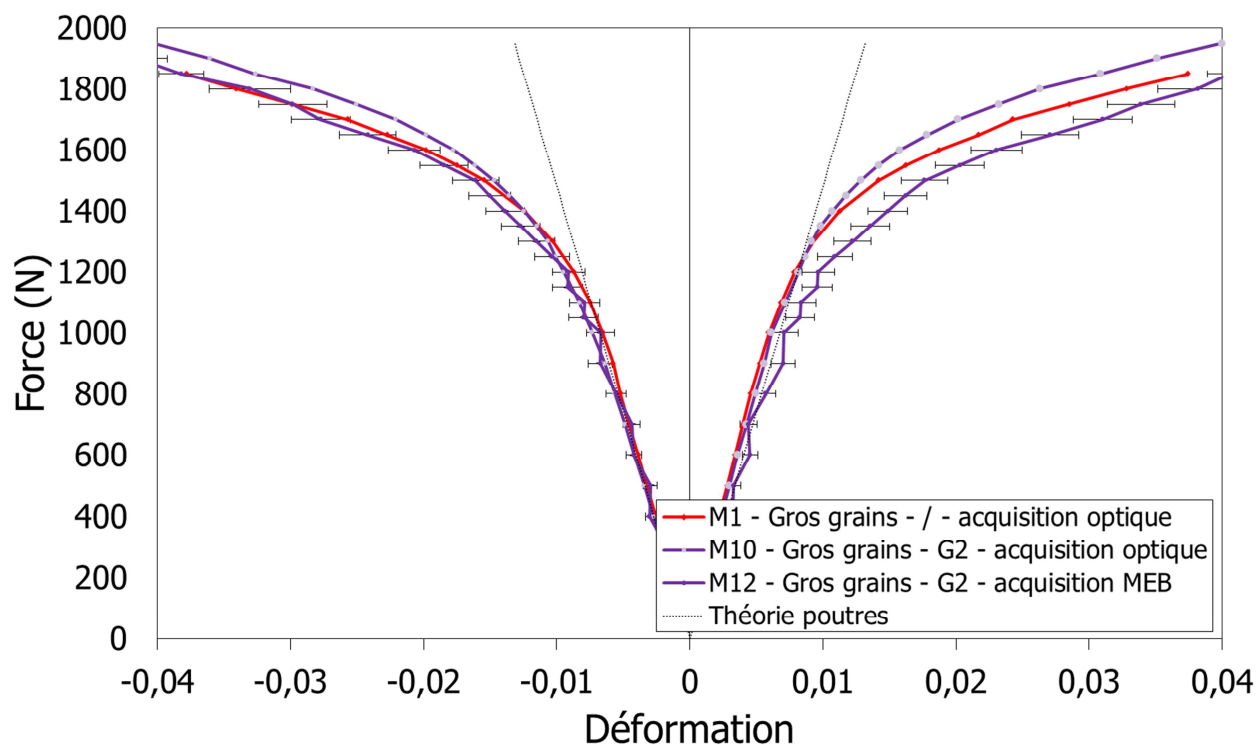


Figure V-9. Comparaison de la réponse obtenue par corrélation d'images des éprouvettes de flexion 4 points en Inconel 718 gros grains.

V.1.2 Etude par EBSD du comportement de la couche grenillée

Afin d'apporter de nouvelles informations, l'analyse par EBSD est utilisée. La campagne d'essai est réalisée sur quatre éprouvettes : trois éprouvettes à microstructure DA pour des traitements de surface différents et une éprouvette à microstructure à gros grains avec le traitement de surface G2 (Tableau V-2). Etant donné le temps nécessaire à la réalisation des clichés, seulement six paliers de chargements sont investigués (100, 600, 1200, 1500, 1800 et 1950 N). A chaque palier, une analyse est réalisée pour la surface en traction et une autre pour la surface en compression. La taille des clichés est de 250 μm par 200 μm avec une taille de pixels de 1 μm .

Les conditions d'acquisition pour réaliser les essais *in situ* en EBSD n'étant pas les mêmes que celles utilisées pour réaliser les premières mesures en EBSD (chapitre 3), la calibration ne peut pas être utilisée pour traiter les données obtenues sur ces essais. L'analyse de ces résultats portera donc uniquement sur le paramètre KAM.

La Figure V-10 présente un récapitulatif des différentes cartographies du paramètre KAM obtenues pour la surface sollicitée en traction. On rappelle que le paramètre KAM permet de mesurer la désorientation angulaire moyenne locale d'un point de mesure par rapport à ses proches voisins. Il donne donc une information locale, à l'intérieur des grains. L'influence des différentes conditions de traitement de surface, de la microstructure et du chargement sont visibles sur ces cartographies. Des observations similaires au chapitre 3 sont réalisées. Le polissage mécanique n'introduit pas d'écaillage en surface. En revanche, on distingue bien l'influence du grenailage puisque la valeur du KAM augmente fortement en se rapprochant

de la surface grenailée. De plus, elle est d'autant plus élevée que le grenailage est important. On note également une influence sur l'épaisseur affectée par le grenailage : 100 μm pour la condition de grenailage G1 contre 200 μm pour la condition de grenailage G2.

Entre 100 et 1200 Newtons, aucune évolution du paramètre KAM est observée sur l'ensemble des éprouvettes étudiées. En revanche, passé 1200 Newtons, une élévation du paramètre KAM est constatée avec l'augmentation de l'effort appliqué. Pour quantifier cette augmentation un traitement semi-quantitatif des données est réalisé. Pour cela, une valeur moyenne du paramètre KAM est calculée pour chaque profondeur.

La comparaison des profils KAM en fonction de la profondeur est proposée Figure V-11 pour un échantillon à microstructure DA grenailé avec la condition de grenailage G2, pour six paliers de chargements (100, 600, 1200, 1500, 1800 et 1950 N).

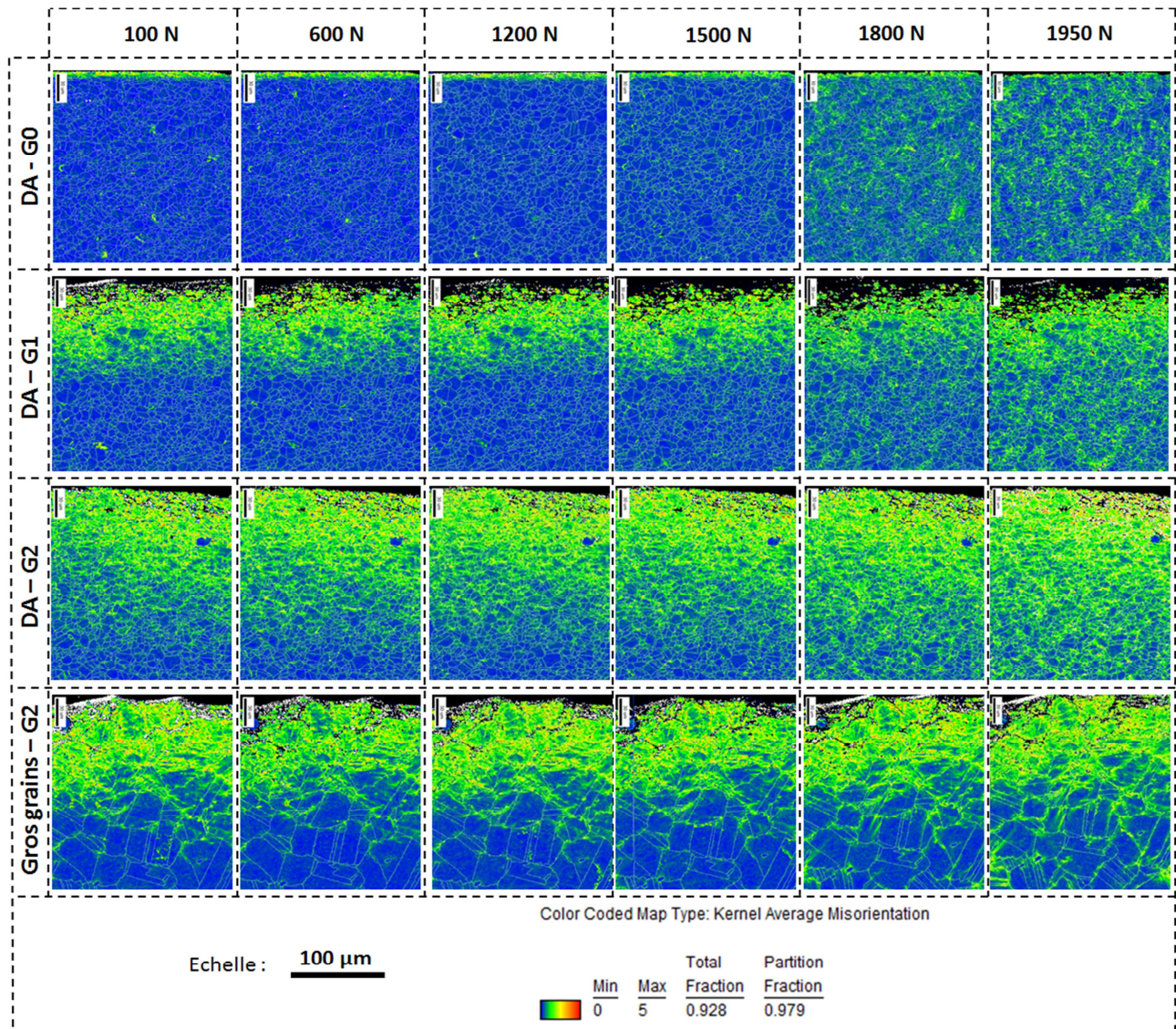


Figure V-10. Cartographies KAM pour différentes microstructures, différents traitements de surface et plusieurs valeurs de chargements. Cartographies obtenues pour la surface sollicitée en traction.

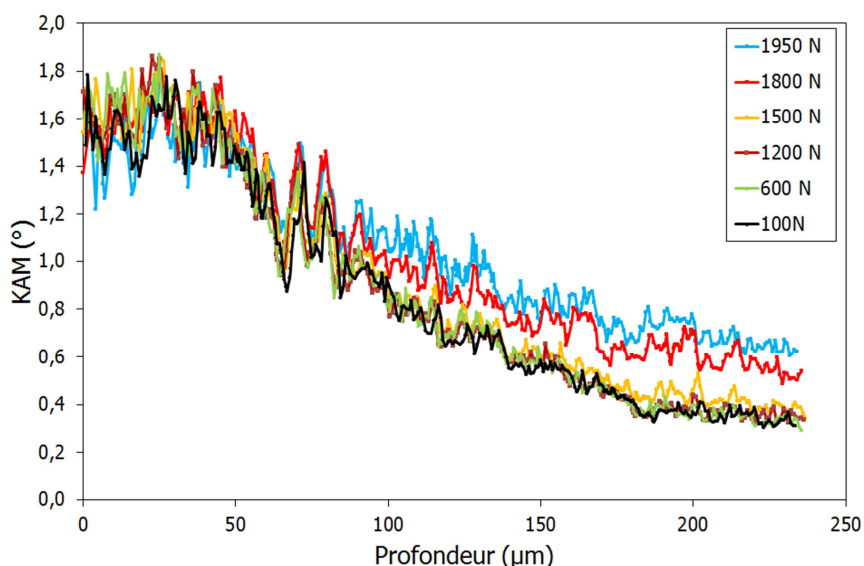


Figure V-11. Evolution du paramètre KAM dans la profondeur pour différents chargements, Inconel 718 DA, grenailage G2.

Aucune influence du chargement n'est visible sur les profils KAM entre 0 et 80 μm de profondeur. Les déformations plastiques introduites lors du grenailage peuvent atteindre des valeurs supérieures à 20 %. Or, d'après les données obtenues en corrélation d'images, la déformation plastique introduite lors de l'essai de flexion 4 points est de l'ordre de 4 % à la surface de l'échantillon, soit à peine 20 % de la valeur obtenue en grenailage. Par ailleurs, il a été observé dans le chapitre 3 que le paramètre KAM tend à saturer avec l'augmentation de la déformation plastique. Une augmentation de 4 % de déformation plastique est alors inférieure à une variation de $0,2^\circ$ vis à vis du paramètre KAM. La variation correspondante est donc équivalente voire même inférieure au bruit de mesure ce qui rend difficile l'observation d'une évolution du paramètre KAM dans les 80 premiers microns.

En revanche, pour des profondeurs plus importantes, on observe une augmentation du paramètre KAM en fonction du chargement à partir de 1200 Newtons. D'après les données fournies par la corrélation d'images en termes de réponse effort-déformation, 1200 Newtons correspond à la valeur de transition entre le régime élastique et le régime plastique (Figure V-8). L'évolution observée ici est donc en accord avec les données présentées précédemment. Le paramètre KAM étant sensible à la déformation plastique, il est donc normal de constater son augmentation pour une sollicitation supérieure à 1200 N (Figure V-12). De plus, en traçant son évolution en fonction de la force, pour une profondeur donnée, il est possible d'évaluer la limite d'élasticité du matériau.

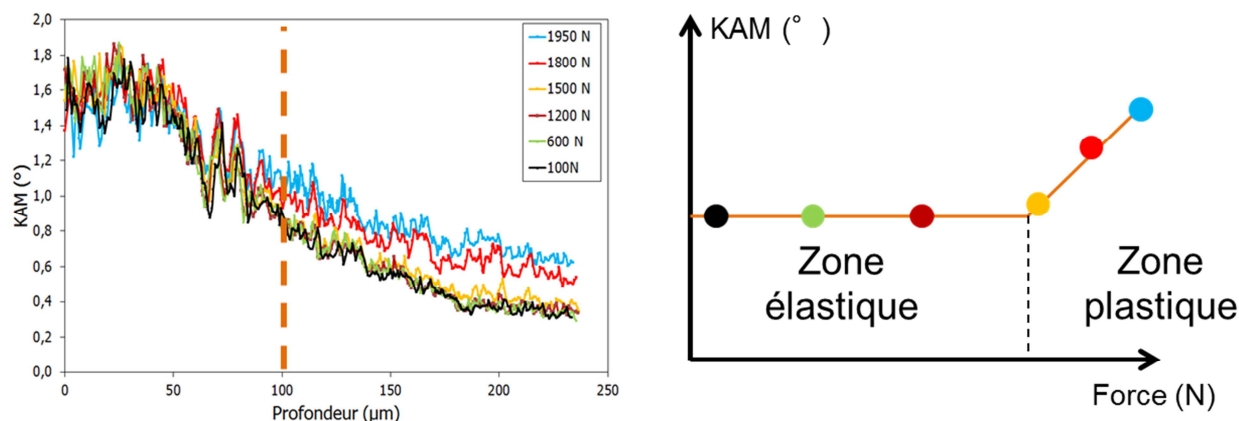


Figure V-12. Utilisation du paramètre KAM pour détecter une influence du grenailage sur la limite d'élasticité à une profondeur donnée.

La Figure V-13 présente les résultats obtenus pour les trois conditions de traitement de surface¹⁰ et pour trois profondeurs (50, 150 et 225 μm). A 225 μm de profondeur (Figure V-13.c), les effets liés au grenailage n'étant plus présents, l'évolution du paramètre KAM en fonction de la force est identique pour les trois états de surface. A 150 μm de profondeur (Figure V-13.b), les effets liés au grenailage apparaissent uniquement présents pour la condition de grenailage la plus importante (G2). La déformation plastique introduite lors du grenailage implique une augmentation du paramètre KAM et se traduit par une translation des courbes vers le haut pour le matériau grenillé d'environ $0,2^\circ$ pour la condition de grenailage G2. A 50 μm , l'effet des deux conditions de grenailage est visible (Figure V-13.a).

Les valeurs du paramètre KAM dépendent donc du traitement de surface et de la profondeur investigués. En revanche, le KAM suit une tendance similaire en fonction du chargement, pour les trois états de surface. En effet, il est constant dans un premier temps, puis augmente à partir de 1200 Newtons, ce qui semble indiquer que le grenailage a peu d'effet sur la limite d'élasticité du matériau.

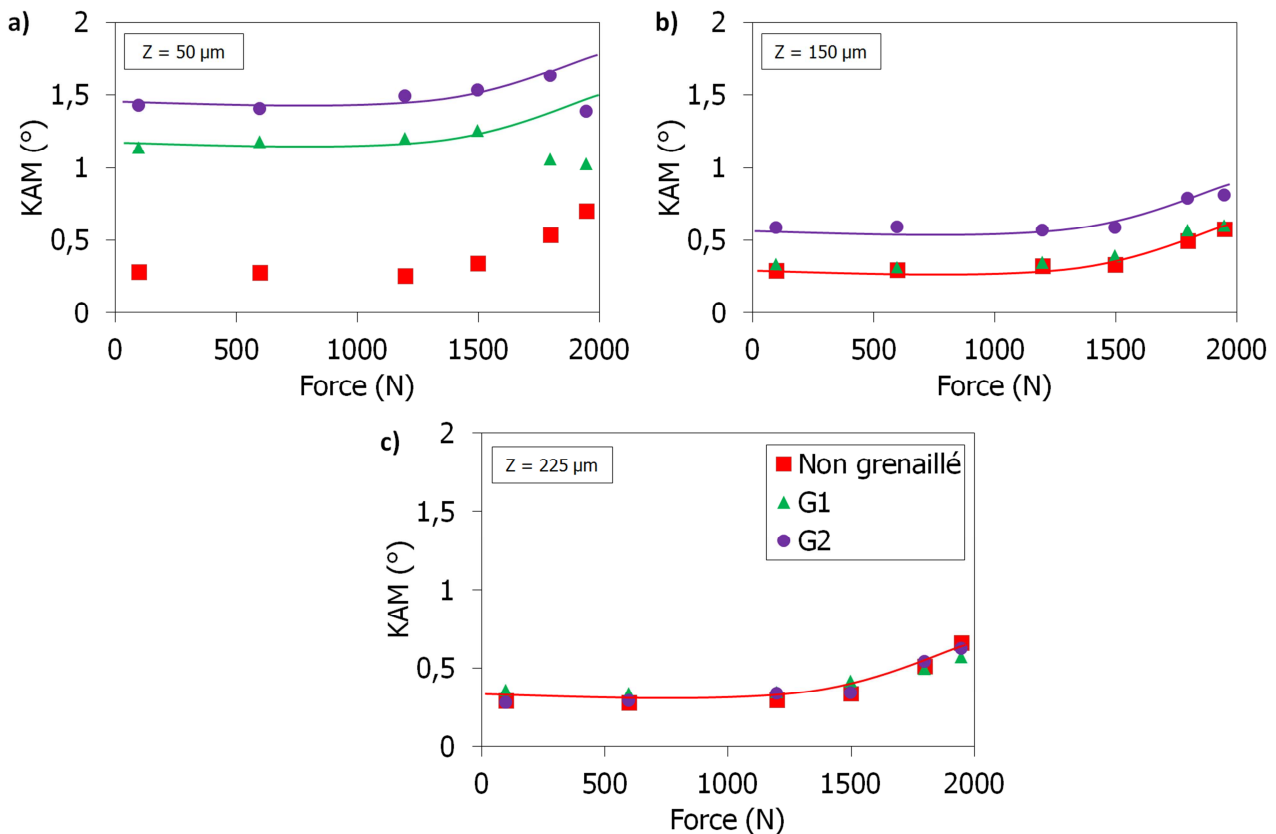


Figure V-13. Comparaison de l'évolution du KAM en fonction de la force pour trois profondeurs et trois états de surface.

La Figure V-14 compare l'évolution du paramètre KAM en fonction de la charge. L'influence des trois traitements de surface dans la zone en traction et en compression est représentée pour une profondeur de 50 μm . Ces résultats montrent des tendances très similaires en compression et en traction. Aucune dissymétrie n'est observée ; l'influence du grenailage semble identique pour les deux sens de sollicitation.

¹⁰ Non grenillé, G1, G2

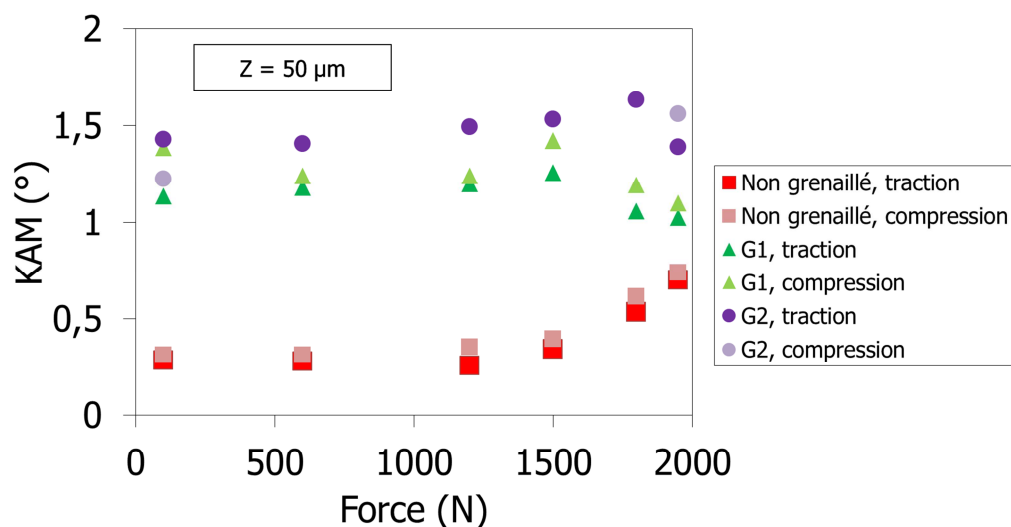


Figure V-14. Comparaison, pour une profondeur de 50 µm, de l'évolution du paramètre KAM en fonction de la charge pour trois traitements de surface dans la zone en traction et en compression.

V.1.3 Discussion de l'influence du grenailage sur le comportement de la couche grenailée

L'analyse par corrélation d'images et par EBSD montrent la même chose : les résultats obtenus dans cette étude ne révèlent pas une influence du grenailage sur le comportement du matériau. Pour expliquer ces résultats inattendus, nous avons cherché à répondre à deux questions. Les mesures traduisent-elles correctement le comportement du matériau ? Les conditions d'essai sont-elles réunies pour évaluer l'influence du grenailage sur le comportement ?

Pour évaluer la fiabilité des mesures réalisées, il est possible de s'appuyer sur la comparaison des données expérimentales avec une modélisation par éléments finis qui peut apporter des éléments de réponse quant à la justesse globale des résultats (ordre de grandeur, variation possible, ...).

Trois méthodologies de caractérisation ont été utilisées pour étudier le comportement du matériau. Les mesures réalisées en corrélation d'images après acquisition au MEB et en optique sont cohérentes avec les mesures réalisées en EBSD. Le seul point commun entre ces trois techniques d'analyse réside dans l'utilisation du même montage de flexion 4 points. Etant donné le fléchissement du montage observé lors de l'essai, il est nécessaire de s'assurer qu'il ne conduit pas à une caractérisation faussée de la réponse mécanique du matériau. Pour s'en assurer, les résultats expérimentaux sont comparés à la modélisation par éléments finis de l'essai sur matériau non grenailé.

La Figure V-15 présente la modélisation proposée. La loi de comportement utilisée est celle présentée au chapitre 4 et identifiée à 20°C. Les éléments utilisés sont des éléments C2D8. Il s'agit d'un modèle 2,5 D où uniquement la moitié de l'éprouvette est représentée. Une condition de symétrie est appliquée au centre de l'éprouvette ($U_1 = 0$). La poutre modélisée est en appui sur deux demi-cercles qui représentent les appuis internes et externes du montage de flexion 4 points. La condition définie entre ces géométries et la poutre est un contact prenant en compte notamment le coefficient de friction. Les appuis internes peuvent se déplacer uniquement suivant l'axe Y. Ainsi les conditions aux limites sont $U_1 = 0$ et un effort vertical appliqué sur le demi-cercle. Les appuis externes sont fixes : les déplacements suivant les deux directions U_1 et U_2 sont considérés nuls. Les valeurs de déformations sont extraites au niveau de la peau, au centre de l'éprouvette.

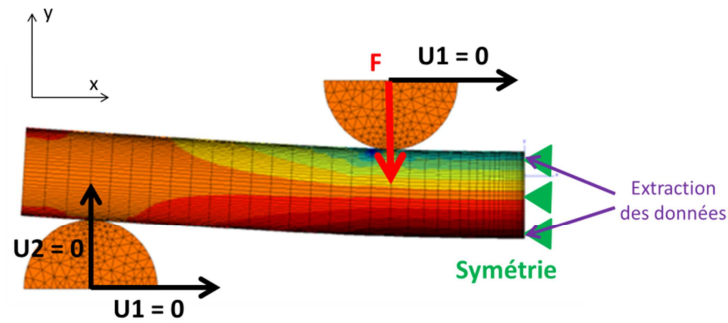


Figure V-15. Modélisation par élément fini de l'essai de flexion 4 points.

La Figure V-16 présente les résultats de simulation en comparaison des données expérimentales obtenues avec une acquisition optique pour le matériau non grenailé. L'évolution des courbes est très similaire, l'écart maximal observé est de 15 % vis-à-vis de la réponse en traction. La modélisation valide donc les mesures réalisées.

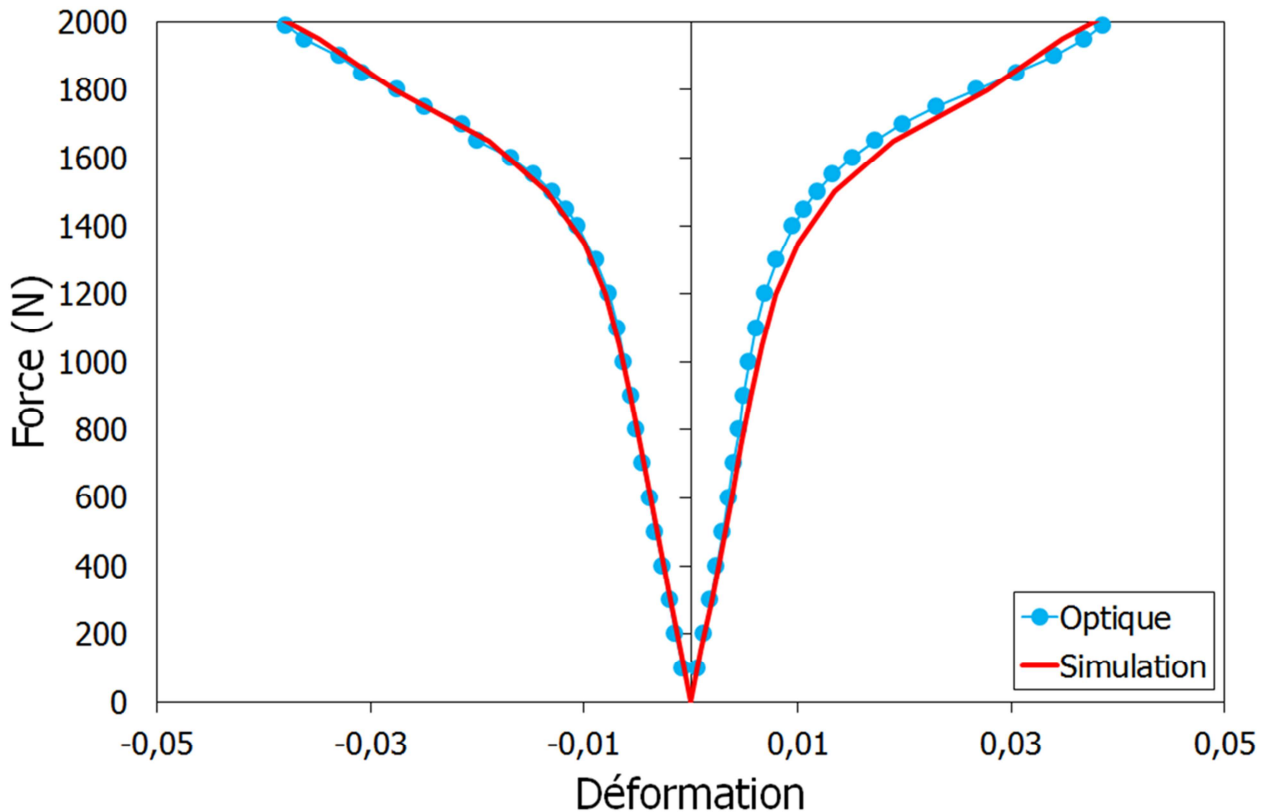


Figure V-16. Comparaison entre la modélisation par éléments finis et les données obtenues sur Inco718 DA à 20°C par optique et MEB sur matériau non grenailé.

Les essais expérimentaux étant validés par la modélisation, il est nécessaire de vérifier que les conditions d'essais permettent effectivement d'évaluer l'influence du grenailage sur le comportement. Pour cela, on se propose de réaliser un calcul théorique, basé sur la théorie des poutres où le comportement du matériau est considéré plastique parfait.

Notons r le rapport entre la profondeur affectée par le traitement de surface et l'épaisseur totale de l'éprouvette et considérons deux éprouvettes de flexion 4 points, grenailée et non grenailée, possédant une épaisseur de 2,5 mm. Pour simplifier l'analyse, l'éprouvette grenailée est assimilée à un matériau avec deux couches (matériau sain et matériau grenailé).

On fait également ici des hypothèses sur le comportement des deux couches considérées :

- le comportement des deux zones est plastique parfait,
- le matériau sain a une limite d'élasticité de 1300 MPa, valeur classiquement rencontrée dans la littérature pour l'Inconel 718 DA à 20°C [Alexandre, 2004],
- le grenailage augmente (courbe verte) ou diminue (courbe rouge) la limite d'élasticité du matériau de 200 MPa.

Lors d'un essai de flexion 4 points, le comportement à la surface de l'éprouvette va être dépendant du comportement des deux couches. De ce fait, il va être influencé à la fois par le comportement de la zone non affectée par le grenailage, le comportement de la zone affectée par le grenailage et le rapport r .

La Figure V-17 présente l'évolution du moment appliqué en fonction de la courbure obtenue pour deux rapports r égaux à 0,1 (a), et 0,5 (b). Naturellement, une élévation de la limite d'élasticité dans la couche grenillée (courbe verte) induit une augmentation de la résistance du matériau. De la même manière, un abaissement de la limite d'élasticité dans la couche grenillée (courbe rouge) induit une diminution de la résistance du matériau de la même quantité. En présence d'adoucissement ou de durcissement de la surface grenillée, l'impact du grenailage peut donc, a priori, être évalué. De plus, l'écart de comportement entre le matériau non grenillé et le matériau grenillé est dépendant de la profondeur affectée par le grenailage. Plus la profondeur augmente par rapport à l'épaisseur de l'échantillon (r augmente), plus les différences de comportement seront visibles.

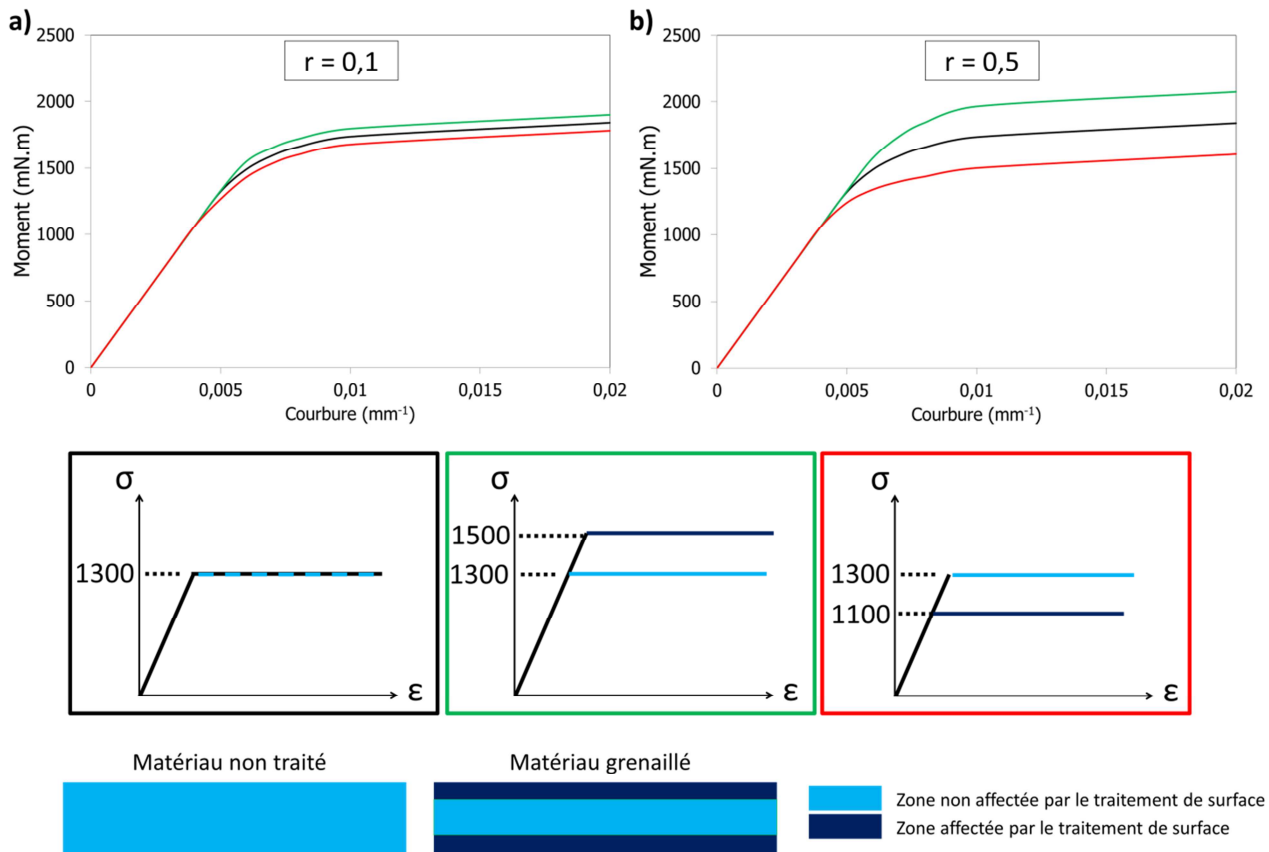


Figure V-17. Influence du comportement de la zone non affectée par grenailage et de la zone affectée par grenailage ainsi que du rapport r sur le comportement en surface d'une éprouvette de flexion 4 points.

Dans le cas de cette étude, le rapport r est égal à 0,1 pour la condition de grenailage G1 et 0,15 pour la condition de grenailage G2. Ces conditions devraient permettre, d'après la Figure V-17, d'évaluer faiblement l'influence du grenailage sur le comportement, en supposant une limite d'élasticité de l'ordre de 1300 MPa et une augmentation ou une diminution de la limite d'élasticité de 200 MPa dans la couche grenillée. Cependant, dans l'analyse proposée ici, la couche grenillée présente une augmentation de la li-

mite d'élasticité uniforme dans toute l'épaisseur. En réalité, il existe un fort gradient d'érouissage induit par le grenailage. Le calcul théorique surestime donc très certainement l'influence du grenailage sur le comportement. De ce fait, les conditions de mesures ne sont pas totalement réunies pour être en capacité d'évaluer aisément l'impact du grenailage sur le comportement du matériau sous chargement monotone.

Des essais complémentaires semblent donc nécessaires pour analyser le comportement en flexion de la couche grenillée. Les premières pistes envisagées sont d'augmenter le rapport r ou le nombre de paliers réalisés en EBSD. De plus, des essais sous chargement cycliques permettraient de compléter ces observations et d'évaluer l'influence de la couche grenillée sous sollicitation cyclique. Une simulation complète de l'essai sur éprouvette grenillée pourrait également permettre de valider les observations expérimentales. La mise en place d'une analyse inverse serait alors possible pour identifier la valeur des différentes variables de la loi de comportement suite à l'application du grenailage. Cependant, l'introduction de contraintes résiduelles dans la modélisation nécessite le passage en trois dimensions, compte tenu du champ de contraintes résiduelles equibiaxial dans le plan (\vec{x}, \vec{y}) , ce qui augmente les temps de calculs.

Pour compléter ces analyses, d'autres méthodes ont donc été investiguées afin d'établir le lien qui existe entre l'érouissage induit par grenailage et l'initialisation des variables de la loi de comportement.

V.2 Etude numérico-expérimentale de la calibration de l'écroissage

L'objectif de ce paragraphe est de savoir s'il existe une cohérence entre la calibration expérimentale de l'écroissage induit par grenailage, réalisée et présentée au chapitre 3, et les variables internes de la loi de comportement définie dans le chapitre 4. A partir de ces résultats, il sera alors possible de définir s'il existe une ou plusieurs variables, autres que les contraintes résiduelles, capables de valider la modélisation du grenailage proposée par Boyer [Boyer, 2017].

La méthodologie proposée ci-dessous vise à établir un lien entre l'écroissage induit par grenailage et les variables internes de la loi de comportement, qui traduisent les mécanismes de plasticité et d'écroissage. Elle s'appuie sur les résultats expérimentaux obtenus dans le chapitre 3. On rappelle que la calibration de l'écroissage a été réalisée à partir d'essais de traction, de compression, en sollicitations monotone et cyclique, à 20°C et 550°C. Dans le chapitre 3, les mesures expérimentales (FWHM et KAM) étaient confrontées aux valeurs de déformation plastique introduites pendant l'essai. Dans l'analyse qui suit, ces mesures expérimentales seront confrontées aux valeurs de différentes variables internes de la loi de comportement issues de la simulation des différents essais. Cette méthodologie de calibration pourrait alors faire apparaître des incohérences ou des complémentarités concernant les deux techniques de mesure utilisées (DRX et EBSD).

Pour cela, les essais utilisés pour l'étape de calibration sont simulés sur un élément de volume. Il est alors possible d'extraire différentes variables telles que la déformation plastique équivalente de Von Mises, la plasticité cumulée p , la variable mémoire q ou encore les valeurs des écroissages cinématiques et isotropes.

Ces valeurs obtenues en simulation sont alors comparées aux données expérimentales issues de la DRX ou de l'EBSD (Figure V-18). Le Tableau V-3 présente les différentes variables qui sont extraites de la simulation.

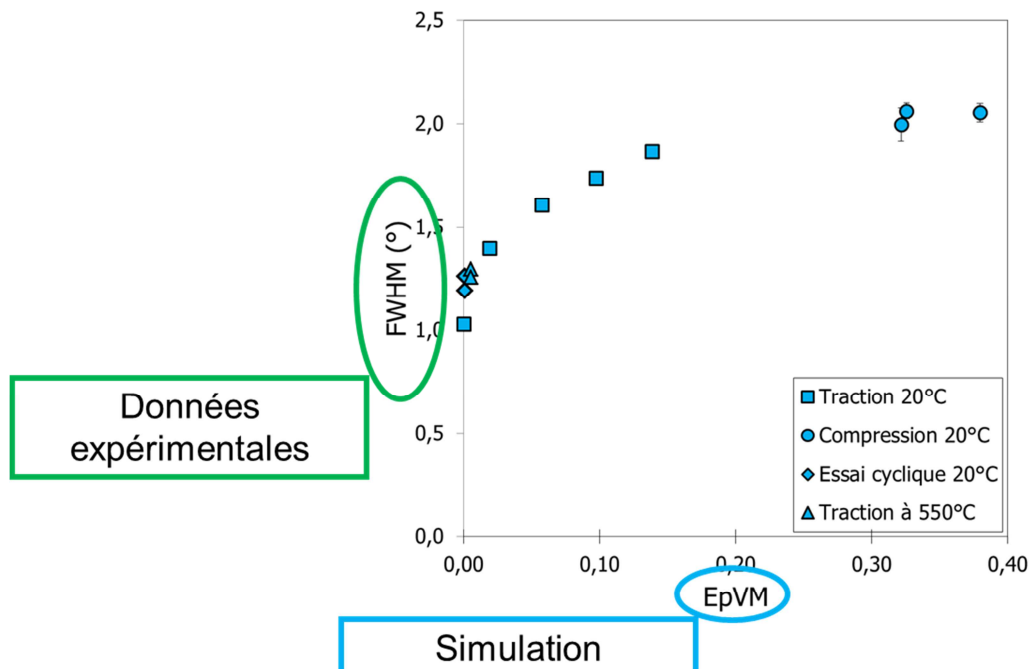


Figure V-18. Démarche de l'étude numérico-expérimentale.

Nom de la variable	Abréviation
Déformation plastique équivalente de Von Mises	EpVM
Plasticité cumulée	p
Variable mémoire	q
Écrouissage cinématique	X
Écrouissage isotrope et mémoire	R

Tableau V-3. Variables extraites de la simulation.

Les résultats obtenus sont représentés dans le Tableau V-4. L'évolution de la largeur à mi-hauteur et du paramètre KAM en fonction de la déformation plastique équivalente de Von Mises est la même qu'obtenue expérimentalement. Les essais étant tous uni-axiaux la déformation plastique équivalente de Von Mises est égale à la déformation plastique initialement représentée au chapitre 3. Cependant, la déformation plastique équivalente de Von Mises est la résultante de déformations plastiques générées lors de sollicitations multiaxiales. Sa connaissance représente donc un intérêt notable lorsque l'on s'intéresse au grenailage qui génère des sollicitations multiaxiales lors de l'impact des billes sur la surface de la pièce. En revanche, cette variable ne peut pas être introduire directement dans le logiciel Zset pour initialiser le calcul de fatigue.

Dans le même temps, la nature de la sollicitation (monotone ou cyclique) semble avoir une influence sur la relation existante entre les valeurs mesurées (FWHM et KAM) et les variables de la loi de comportement p , q et R et dans une moindre mesure X . En effet, les points obtenus après essais cycliques ne se situent pas dans la même tendance que celle observée pour les essais monotones. Ces résultats sont intéressants par plusieurs aspects.

Le premier est relatif aux techniques de caractérisation. Il a été expliqué au chapitre 3 que la diffraction des rayons X et l'EBSD ne donnent pas accès aux mêmes grandeurs. De ce fait, l'évolution des variables simulées en fonction des données expérimentales aurait pu différer d'une technique à l'autre. Or, aucune différence majeure n'a pu être observée ici entre les deux techniques.

Ensuite, il apparaît que **la déformation plastique équivalente de Von Mises représente une variable d'observation caractéristique de l'écrouissage induit par grenailage** puisque son évolution apparaît indépendante du type de chargement appliqué. Les résultats obtenus par Boyer vont d'ailleurs en ce sens [Boyer, 2017]. Les profils de déformation plastique équivalente de Von Mises dans l'épaisseur, fournis par la simulation du grenailage, sont en bon accord avec les valeurs de déformation plastique équivalente, calculées à partir de la calibration expérimentale et les mesures par diffraction des rayons X effectuées sur des pions grenailés.

En ce qui concerne les variables internes de la loi de comportement (p , q , X et R), leur évolution est très clairement dépendante de la sollicitation appliquée.

Elles ne peuvent donc pas être utilisées pour valider la modélisation du grenailage ou initialiser le calcul en fatigue.

En partant de ce constat, **il n'apparaît donc pas envisageable d'initialiser les variables de la loi de comportement suite au grenailage à l'aide de la calibration expérimentale réalisée au cours du chapitre 3**. Une autre méthode s'appuyant directement sur la simulation du grenailage réalisée par Boyer pour initialiser les variables de la loi de comportement après grenailage a donc été investiguée [Boyer, 2017].

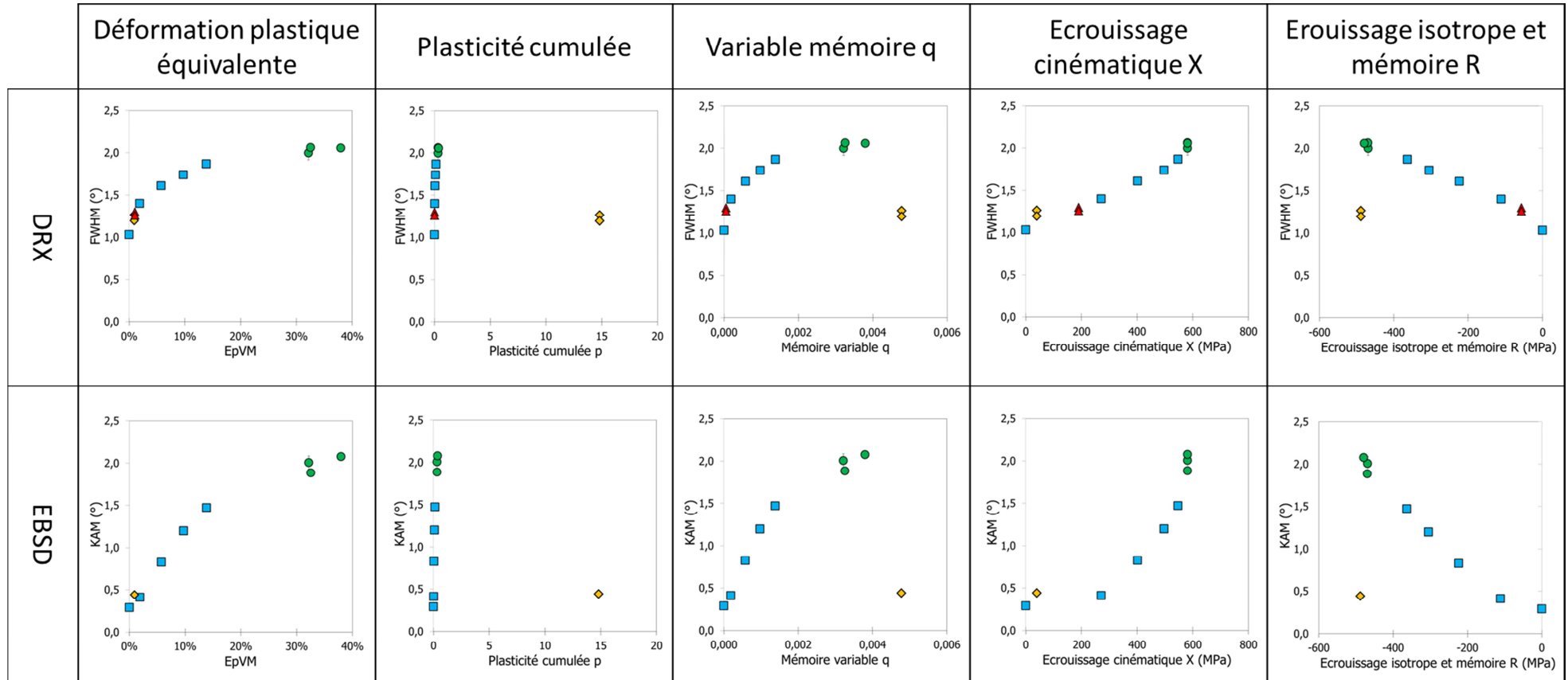
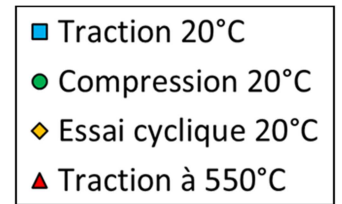


Tableau V-4. Evolution de la FWHM et du KAM en fonction des différentes variables obtenues par simulation des essais monotones et cycliques.

V.3 Exploitation des résultats de simulation du grenailage

Devant l'incapacité des deux méthodes précédemment proposées à permettre l'initialisation des variables de la loi de comportement, une autre méthode, a priori plus coûteuse en temps de calcul, a été investiguée. Dans sa thèse, Boyer modélise le procédé de grenailage [Boyer, 2017]. Les résultats obtenus après la simulation peuvent donc être utilisés pour initialiser la loi de comportement.

La simulation du grenailage étant coûteuse en temps de calcul (supérieur à une semaine pour simuler les conditions de grenailage pratiquées dans cette étude), il est difficilement concevable de devoir simuler le procédé de grenailage à chaque fois que l'on souhaite évaluer la durée de vie en fatigue d'une pièce dès lors que l'on souhaite prendre en compte à la fois les contraintes résiduelles et l'érouissage issu du grenailage. Il est cependant possible, suite à la simulation du grenailage, de connaître l'état des différentes variables de la loi de comportement en tout point de la structure, généralement un massif semi-infini. Une fois connues, elles peuvent être initialisées sur une autre structure en réalisant un transfert de champs.

Cependant, bien qu'une loi de comportement ait été développée pour traduire le comportement du matériau au cours du processus de grenailage et des essais de fatigue celle-ci n'a pu être utilisée directement pour modéliser le grenailage. En effet, il s'avère que les temps de calculs sont bien plus importants dans le cas de l'utilisation d'une loi avec érouissages cinématiques à seuil alors que ce type de formalisme apparaît inutile pour la modélisation du grenailage [Boyer, 2017]. Pour limiter les temps de calcul déjà très importants de la simulation du grenailage, une loi de comportement spécifique a donc été développée. Il s'agit d'une loi de comportement elasto-visco-plastique comprenant trois érouissages cinématiques sans seuil et un érouissage isotrope. Cette loi de comportement permet de traduire le comportement monotone et l'adoucissement cyclique du matériau. Aussi, la forme des boucles d'hystérésis est également bien représentée sous chargement cyclique symétrique. En revanche, de par sa formulation, la loi de comportement n'est pas en mesure de retranscrire une relaxation partielle de la contrainte moyenne sous chargement cyclique dissymétrique. Cette loi de comportement est nommée « loi grenailage » par la suite.

La Figure V-19 présente un exemple de profils de contraintes résiduelles et d'érouissage obtenus par simulation du grenailage dans la thèse de Boyer en comparaison aux données expérimentales [Boyer, 2017]. Il apparaît que la modélisation du procédé est représentative des données expérimentales. Il est donc, a priori, possible d'extraire certaines données issues de la simulation.

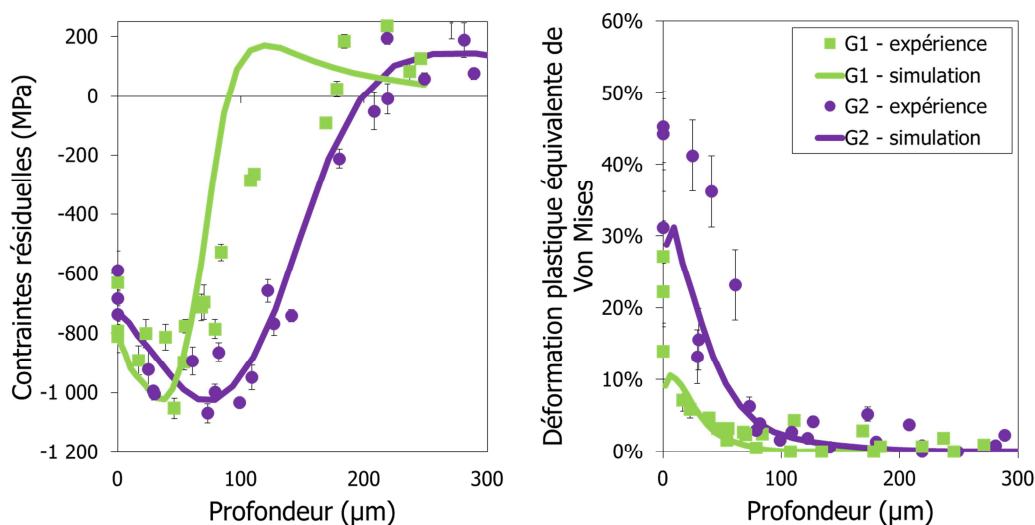


Figure V-19. Comparaison expérience-simulation des contraintes résiduelles et des déformations plastiques équivalentes de Von Mises introduites lors du grenailage [Boyer, 2017].

Cependant, bien que représentative des effets cycliques et dynamiques, la loi de comportement « grenailage » reste très éloignée de la loi de comportement retenue pour prédire la durée de vie en fatigue de cette thèse (« loi fatigue ») puisqu'elle ne comporte pas les effets mémoires et Marquis. De ce fait, l'initialisation des variables internes du modèle n'est pas immédiate.

V.3.1 Première approche proposée pour initialiser les variables internes de la loi de comportement suite à la simulation du grenailage

Une première approche, relativement simple, est basée sur l'exploitation du profil de plasticité cumulée obtenu dans l'épaisseur après grenailage. En effet, suite à la simulation du grenailage, la seule variable connue, qui est caractéristique des deux lois de comportement, est la plasticité cumulée p . Les deux lois « grenailage » et « fatigue » permettent de traduire toutes les deux le comportement monotone et cyclique du matériau. La plasticité cumulée induite lors de la simulation du grenailage devrait donc être très proche pour les deux lois de comportement. Un profil de plasticité cumulée peut donc être extrait dans l'épaisseur de la pièce suite à la modélisation du grenailage et être introduit dans la structure qui sera sollicitée en fatigue. Il apparaît que la variation de cette variable peut être décrite par une fonction de type gaussienne (Figure V-20) :

$$p = A_p \exp\left(-\pi \left(\frac{x - x_{0p}}{b_p}\right)^2\right) \quad \text{Eq. V-2}$$

Où x est la distance à la surface, A_p représente la valeur maximale de la plasticité cumulée dans l'épaisseur, x_{0p} la position dans l'épaisseur de la valeur maximale de p et b_p la largeur à mi-hauteur de p .

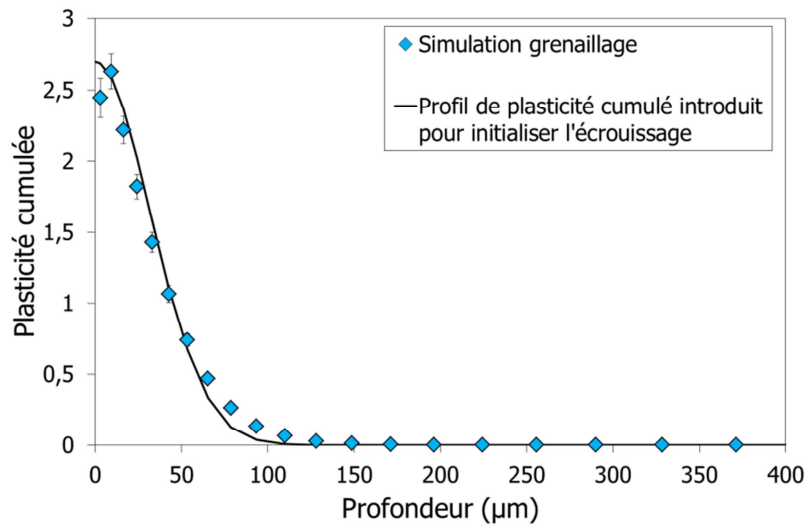


Figure V-20. Profil de plasticité cumulée obtenue après la simulation du procédé de grenailage [Boyer, 2017].

Les valeurs des érouissages cinématiques, des érouissages isotropes et de la variable mémoire q sont en revanche inconnues. Pour identifier ces valeurs, il est donc nécessaire de réaliser certaines hypothèses. Une première hypothèse est de dire que les profils des différentes variables sont identiques à la déformation plastique cumulée. Seule la valeur maximale des variables à initialiser est différente. De plus, à la vue de la forme du profil de plasticité cumulée, la valeur x_{0p} est fixée à 0. Soit v la variable à initialiser, l'équation Eq. V-2 devient donc :

$$v = A_v \exp\left(-\pi \left(\frac{x}{b_p}\right)^2\right) \quad \text{Eq. V-3}$$

b_p étant connu, il reste à déterminer les différentes valeurs A_v de chaque variable.

Concernant la « loi fatigue », les écrouissages cinématiques et isotropes sont dépendants de la plasticité cumulée p et de la variable mémoire q au travers des effets mémoire et Marquis (chapitre 4). Une fois ces quantités introduites initialement dans la modélisation, les écrouissages sont automatiquement initialisés, dès lors que le matériau entre dans le domaine plastique. Cependant, la taille du domaine élastique et elle aussi dépendante de l'évolution de l'écrouissage isotrope au cours de la simulation du grenailage. De ce fait, le paramètre R_0 , caractéristique de la limite d'élasticité initiale du matériau, doit être modifié par rapport à un état non grenailé. D'après l'hypothèse réalisée sur la forme des profils des variables, la limite d'élasticité peut s'écrire :

$$R_0 = R_{0init} + A_{R_0} \exp\left(-\pi \left(\frac{x}{b_p}\right)^2\right) \quad \text{Eq. V-4}$$

Où R_{0init} correspond à la valeur initialement identifiée dans le chapitre 4.

La plasticité cumulée maximale obtenue pour la condition de grenailage G2 est de 2,7. Pour ces valeurs, il est possible que l'écrouissage isotrope ait atteint le régime asymptotique. De ce fait, on fait l'hypothèse que la valeur maximale correspond à la valeur asymptotique de l'écrouissage isotrope soit Q_{sat} défini au chapitre 4. L'Eq. V-3 devient alors :

$$R_0 = R_{0init} + Q_{sat} \exp\left(-\pi \left(\frac{x}{b_p}\right)^2\right) \quad \text{Eq. V-5}$$

On rappelle que l'Inconel 718 s'adoucit cycliquement, de ce fait le profil de limite d'élasticité R_0 présente en surface des valeurs inférieures à la limite élastique globale du matériau (Figure V-21). Dans la littérature, il est souvent mis en avant une augmentation de la limite d'élasticité du matériau en surface après grenailage, ce choix pourrait donc surprendre. Cependant, on rappelle que le paramètre R_0 est un paramètre de modélisation et ne représente pas directement la limite d'élasticité globale du matériau comme le $R_{0,2}$ couramment utilisé pour définir la limite d'élasticité du matériau par exemple. La limite d'élasticité globale est plutôt liée à la somme du paramètre R_0 et de la valeur des écrouissages cinématiques à une déformation de 0,2 %. Le formalisme utilisé pour décrire le comportement implique que, lors de la sollicitation de grenailage, les écrouissages cinématiques ont également évolués, ce qui peut conduire à une limite d'élasticité globale relativement identique au matériau non grenailé.

Il reste donc à initialiser la variable mémoire q . Dans le cas où le grenailage serait assimilé à un chargement monotone, la valeur de q serait égale à un centième de p , étant donnée la formulation choisie pour définir l'effet mémoire. En revanche, dans le cas où le grenailage est assimilé à un chargement cyclique, la variable q est inférieure au centième de p . Il est décidé de se placer dans ce dernier cadre, plus réaliste, en prenant arbitrairement q_{max} égal à $1/1000$.

$$q = \frac{p}{1000} \exp\left(-\pi \left(\frac{x}{b_p}\right)^2\right) \quad \text{Eq. V-6}$$

Grâce à ce travail, il est à présent possible d'initialiser le calcul et de tenir compte de l'écrouissage induit par grenailage. En plus du profil de plasticité cumulée introduit dans la modélisation par éléments finis, la variable mémoire et la limite d'élasticité R_0 sont également modifiées, et initialisées dans le calcul de fatigue comme le montre la Figure V-21.

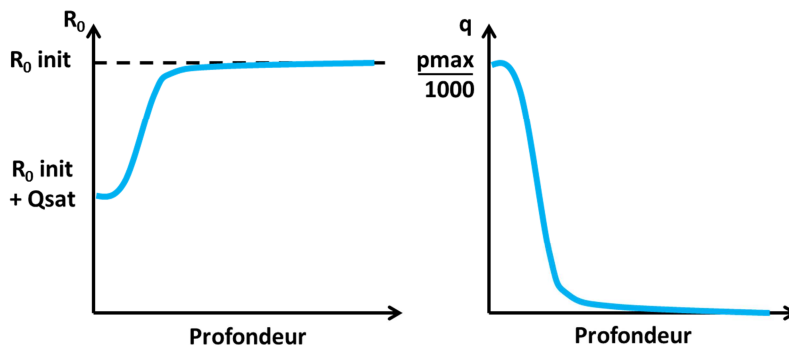


Figure V-21. Variables internes initialisées pour introduire l'écrouissage induit par grenailage dans la modélisation.

V.3.2 Deuxième approche proposée pour initialiser les variables internes de la loi de comportement suite à la simulation du grenailage

Une autre méthodologie a été proposée pour pouvoir initialiser convenablement les variables internes de la loi de comportement. Par manque de temps, elle n'a pas pu être utilisée dans la thèse, mais elle présente plusieurs intérêts majeurs et il semble donc intéressant de l'exposer ici. La méthodologie proposée se décompose en quatre grandes étapes détaillées Figure V-22 et s'appuie sur les trajets de chargements issus de la simulation du grenailage.

- La première étape consiste à réaliser la simulation du grenailage en utilisant la loi de comportement « grenailage » précédemment définie. Ensuite, pour un élément de volume donné de la simulation du grenailage, le tenseur des déformations est extrait en fonction du temps.
- La deuxième étape de la méthodologie, consiste à appliquer ce tenseur de déformation à un élément de volume en utilisant cette fois-ci la loi de comportement « fatigue » dans le logiciel Zset.
- A la suite de cette simulation, il est alors possible de connaître la valeur des contraintes et des variables internes pour un élément de volume donné. En répétant cette démarche pour plusieurs éléments de volume pour une profondeur donnée, une valeur moyenne pour chaque contrainte et chaque variable interne peut alors être définie.
- Enfin, en recommençant ce processus, profondeur par profondeur, on peut définir le profil de chaque variable interne de la loi de comportement « fatigue » et ainsi introduire les différents profils dans la simulation.

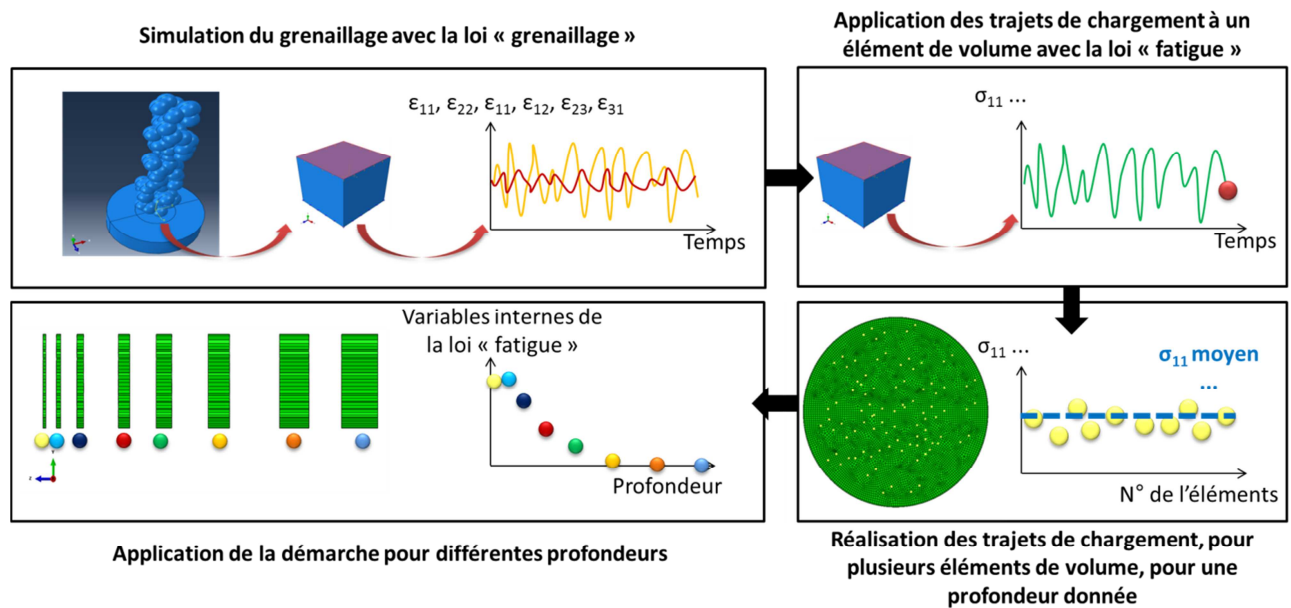


Figure V-22. Méthodologie pour évaluer les variables internes de la loi de comportement « fatigue » à l'aide des trajets de chargement.

La thèse de Boyer étant réalisée en parallèle de ce travail, cette méthodologie n'a pu être appliquée jusqu'au bout. Néanmoins, la méthodologie a été mise en place et montre une certaine cohérence avec la simulation du grenailage. La mise en place d'une telle méthodologie n'est pas simple et demande de répondre à de nombreuses questions, comme la discrétisation en temps nécessaire à une bonne reproduction du chargement, ou encore le nombre d'éléments à considérer pour être représentatif de la valeur moyenne obtenue en grenailage pour chaque profondeur. Ces questions sont en cours d'étude et leurs réponses devraient permettre de proposer une méthodologie complète, permettant le passage entre la loi « grenailage » et la loi « fatigue ».

Dans la suite de ce manuscrit, l'écroissage induit par grenailage est donc introduit en suivant la première méthodologie, plus simple, présentée précédemment.

V.4 Modélisation de la relaxation des contraintes résiduelles avec prise en compte de l'écroissage induit par grenailage

A présent qu'une méthodologie a été proposée pour initialiser les paramètres de la loi de comportement, il est intéressant d'évaluer l'impact de l'écroissage induit par grenailage vis-à-vis de la relaxation des contraintes résiduelles suite à différents chargements thermiques et mécaniques. On rappelle que la modélisation prend en compte à la fois les contraintes résiduelles et l'écroissage induits par grenailage.

V.4.1 Relaxation thermique à 550°C

Dans un premier temps, on s'intéresse à l'évolution des contraintes résiduelles sous chargement thermique à 550°C. On rappelle que la précédente modélisation, qui ne considérait pas l'écroissage induit par grenailage ne permettait pas de traduire la relaxation des contraintes résiduelles.

Les essais de relaxation thermiques sont simulés en intégrant un gradient d'écroissage induit par grenailage. Les contraintes résiduelles obtenues en surface et les contraintes résiduelles maximales de compression obtenues via cette simulation sont comparées aux données expérimentales obtenues dans le chapitre 3 (Figure V-23).

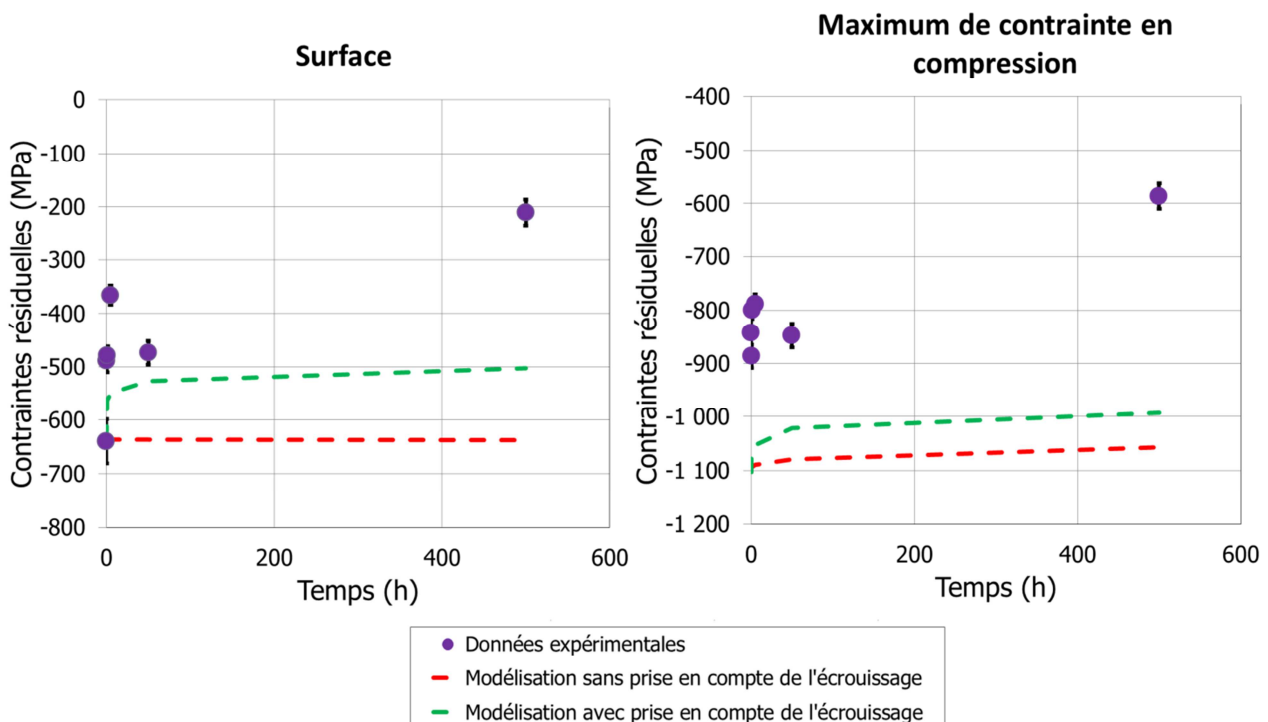


Figure V-23. Prédiction de la relaxation thermique des contraintes résiduelles à 550°C pour l'Inconel 718 DA grenailé G2.

Il apparaît clairement que la prise en compte de l'écroissage induit par grenailage dans la modélisation a eu un rôle bénéfique sur la prédiction de la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement thermique en surface. Deux apports majeurs sont à noter :

- Le premier concerne la cinétique de la relaxation. L'initialisation de la loi de comportement permet de traduire une évolution des contraintes résiduelles au cours du temps ce qui n'était pas le cas auparavant.
- Deuxièmement, bien que les valeurs de contraintes résiduelles de compression soient encore surestimées, l'écart avec les données expérimentales est réduit de moitié pour les valeurs en surface par rapport au modèle précédent ne tenant pas compte de l'écroissage.

Enfin, en ce qui concerne les valeurs en profondeur, la prise en compte de l'écroissage a un effet peu marqué ce qui était souhaité et attendu.

Pour s'assurer de la validité de l'approche, la condition de grenailage G1 est également investiguée Figure V-24. Les observations sont globalement identiques à celles faites pour la condition de grenailage G2.

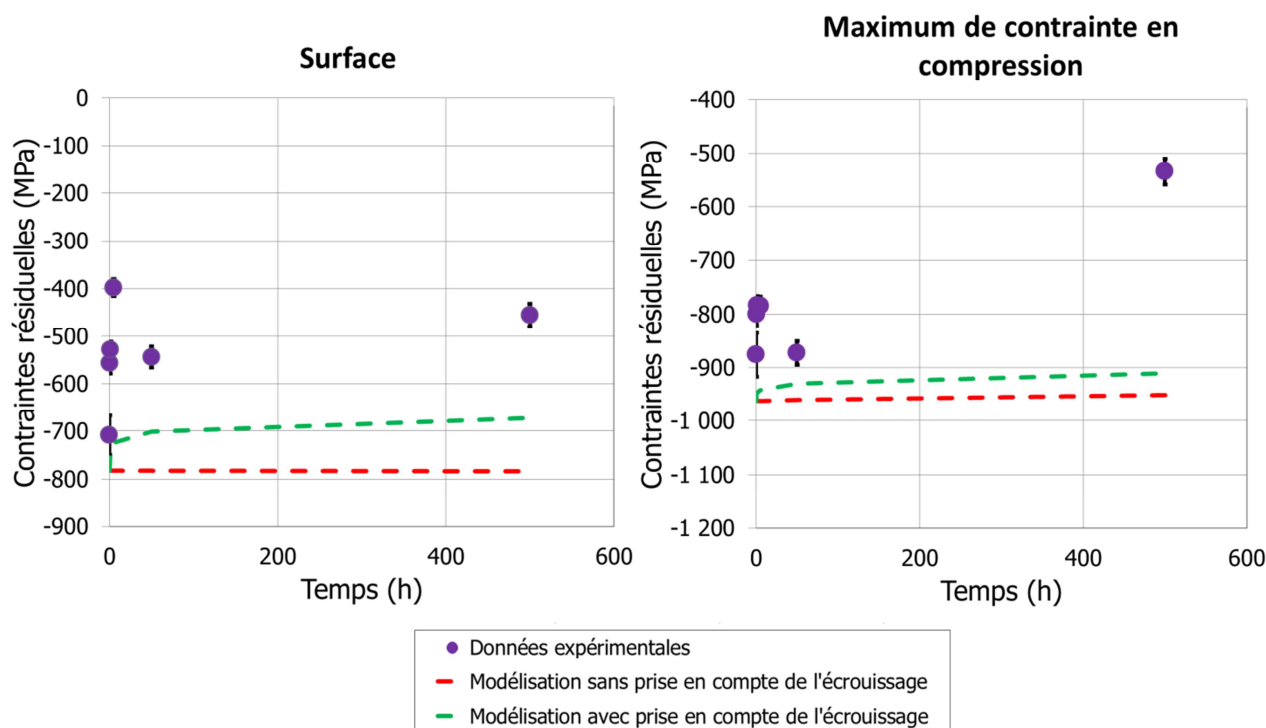


Figure V-24. Prédiction de la relaxation thermique des contraintes résiduelles à 550°C pour l'Inconel 718 DA grenailé G1.

Ces premières simulations, qui prennent en compte l'écroissage induit par grenailage via l'initialisation de la loi de comportement, sont prometteuses. Une étude de sensibilité vis-à-vis des valeurs d'initialisation des variables internes de la loi de comportement pourrait être entreprise pour vérifier que la modélisation n'est pas trop dépendante des hypothèses réalisées.

Enfin, il apparaît que la modélisation actuelle permet difficilement de traduire la relaxation partielle des contraintes maximales de compression. Comme expliqué au chapitre 4, l'ajout d'un terme de restauration statique dans le formalisme de la loi de comportement pourrait peut-être permettre d'améliorer la modélisation de la relaxation thermique.

V.4.2 Relaxation cyclique à 20 et 550°C

L'objectif de ce paragraphe est d'évaluer la capacité du modèle à traduire la relaxation mécanique des contraintes résiduelles à 20°C et 550°C. La même démarche que pour l'étude de la relaxation thermique des contraintes résiduelles est utilisée pour initialiser la loi de comportement sur des éprouvettes cylindriques. Seule la condition de grenailage G2 est investiguée.

La Figure V-25 présente les résultats obtenus à 20°C. Les profils de contraintes résiduelles sont présentés pour deux directions de mesure et deux amplitudes de déformation normalisées imposées, respectivement de 0,7 et 1. On rappelle que les deux directions de mesures correspondent au sens long des éprouvettes (sens de sollicitation \vec{e}_z), et au sens perpendiculaire (sens de sollicitation \vec{e}_θ). Pour chaque graphique, les courbes rouges et vertes représentent respectivement les résultats obtenus au cycle stabilisé sans et avec prise en compte de l'érouissage induit par grenailage. Ces graphiques montrent que l'introduction de l'érouissage induit par grenailage dans la modélisation a un impact sur les profils de contraintes résiduelles, notamment dans les 100 premiers microns comme attendu.

La prise en compte de l'érouissage dans la modélisation de la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement cyclique tel que cela a été effectué ici ne semble pas améliorer la description de la relaxation des contraintes résiduelles maximales. Comme précédemment, on retrouve le fait que la relaxation des contraintes maximales de compression est sous-estimée lorsque l'amplitude de déformation est faible.

Par ailleurs, l'effet de l'érouissage induit par le grenailage qui se traduit notamment ici par une diminution de la limite d'élasticité conduit à une relaxation des contraintes résiduelles très forte en surface qui n'est pas cohérente avec les données expérimentales.

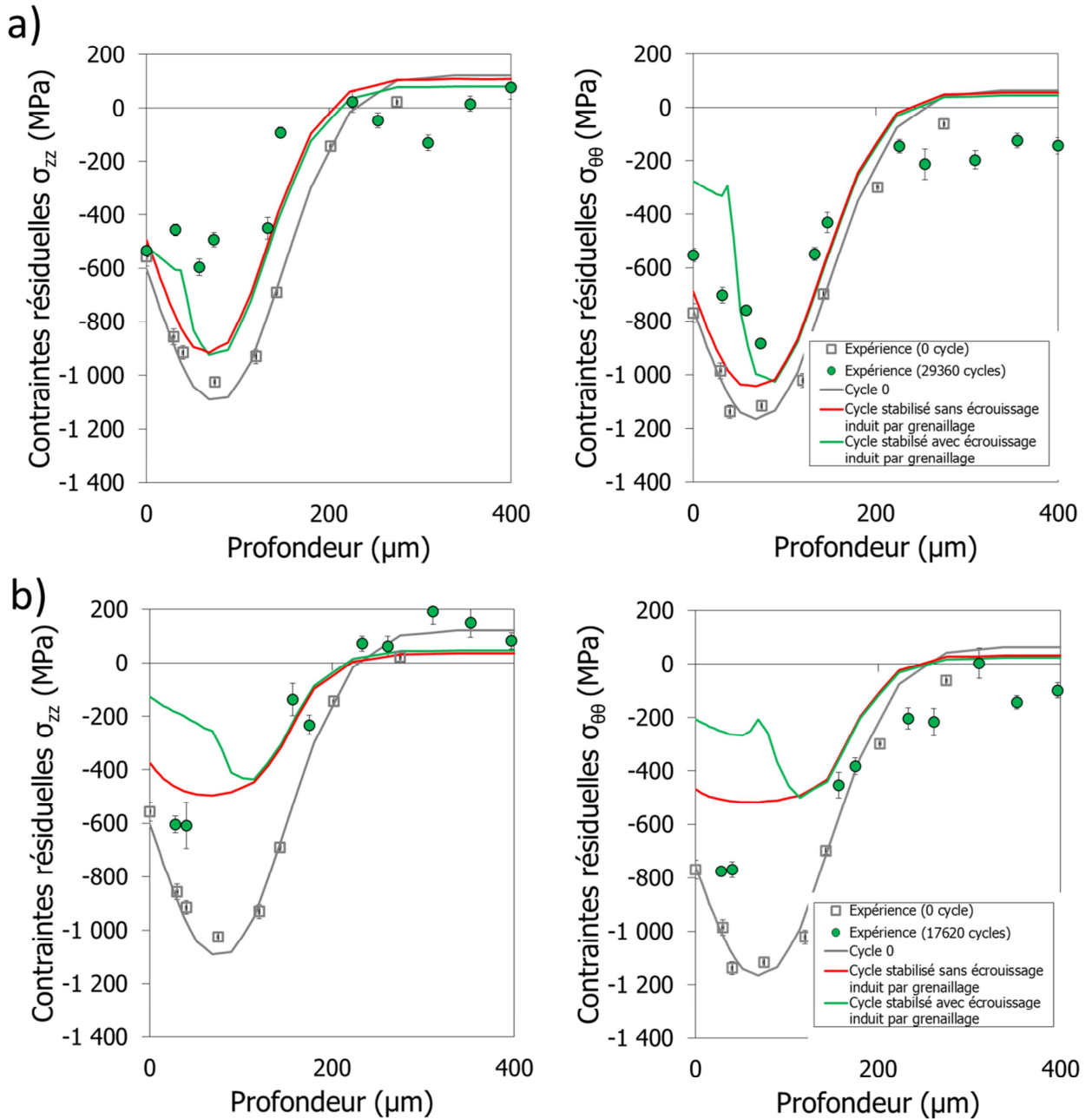


Figure V-25. Prédiction de la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement cyclique à 20°C avec prise en compte de l'écrouissage induit par grenailage. Application à l'Inconel 718 DA a) $\epsilon_{normée} = 0,7$, b) $\epsilon_{normée} = 1$.

La modélisation est également testée vis-à-vis des données expérimentales obtenues suite à une sollicitation cyclique à 550°C. Une comparaison des données expérimentales et de la modélisation est proposée Figure V-26. On observe les mêmes tendances qu'à température ambiante. Les profils de contraintes résiduelles ne sont affectés que sur les 100 premiers microns. Aussi, la modélisation ne permet pas de reproduire correctement la relaxation des contraintes maximales de compression à faible chargement imposé. En revanche, il faut noter l'apport de l'introduction de l'écrouissage induit par grenailage sur la relaxation des contraintes résiduelles en surface. Il semble en effet, que cet apport améliore la modélisation proposée précédemment. Il a été montré dans le chapitre 3 que l'influence de l'écrouissage sur la relaxation des contraintes résiduelles était surtout marquée en température. Les résultats obtenus ici vont dans ce sens puisque la modélisation à 550°C permet de traduire relativement bien l'influence de l'écrouissage sur la relaxation des contraintes résiduelles en surface.

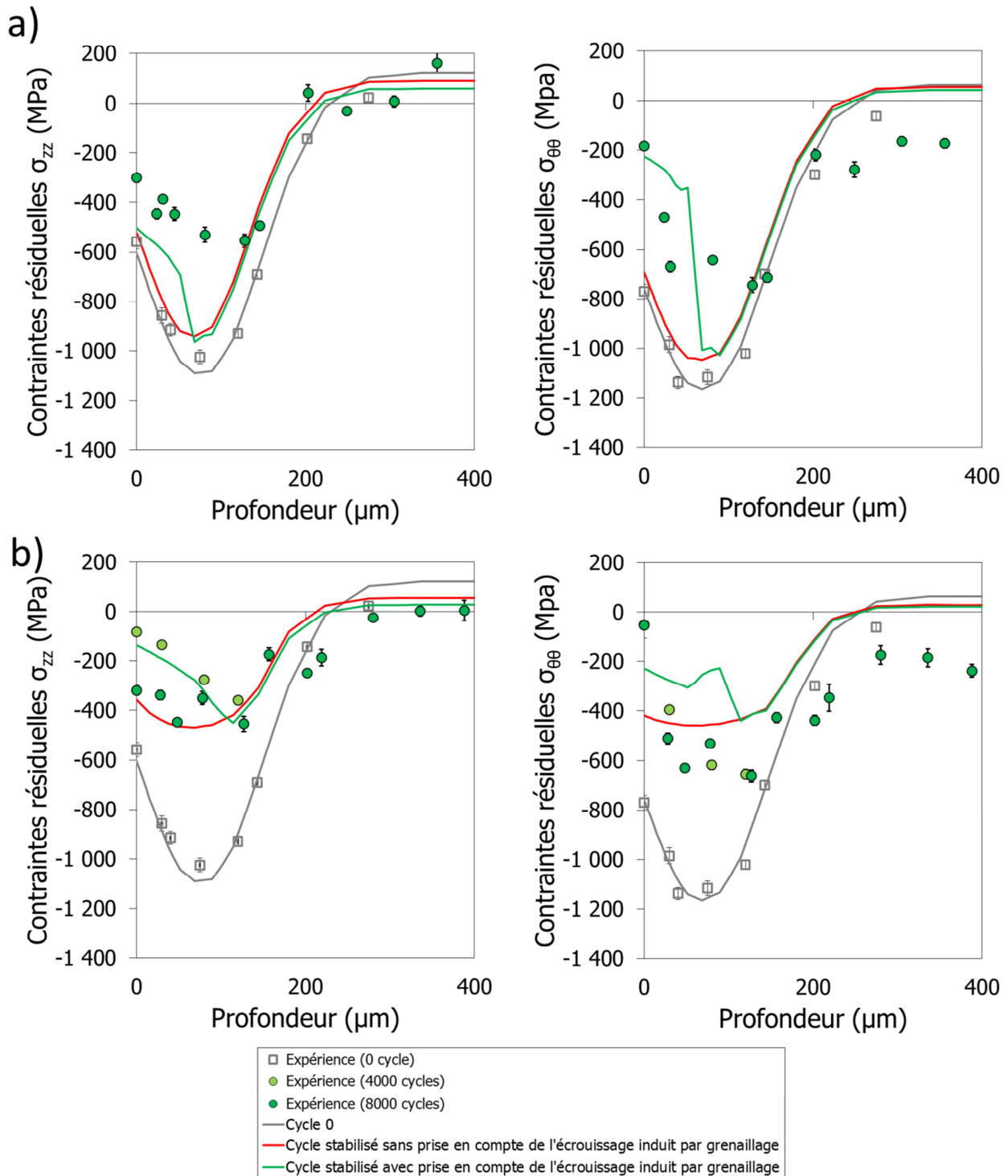


Figure V-26. Prédiction de la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement cyclique à 550°C avec prise en compte de l'érouissage induit par grenailage. Application à l'Inconel 718 DA a) $\epsilon_{norm\acute{e}e} = 0,7$, b) $\epsilon_{norm\acute{e}e} = 1$.

Contrairement à la relaxation thermique, la modélisation de l'effet d'une sollicitation cyclique, réalisée sans prendre en compte l'érouissage induit par grenailage dans le cas de sollicitation cyclique décrivait relativement bien la relaxation des contraintes résiduelles. L'initialisation de la loi de comportement induit une relaxation des contraintes résiduelles plus importante et semble surestimer la relaxation des contraintes résiduelles. La modélisation actuelle représente donc un choix plus conservatif.

Comme pour les résultats obtenus après application d'une sollicitation thermique, une étude de l'influence des hypothèses sur la relaxation des contraintes résiduelles serait nécessaire pour améliorer la compréhension de l'influence de l'introduction de l'érouissage dans la modélisation.

V.5 Conclusion

Trois méthodes ont été investiguées afin de proposer une méthodologie permettant de prendre en compte l'écroissage induit par grenailage dans la simulation.

La première méthode a consisté à étudier le comportement de la couche grenillée à l'aide d'essais de flexion 4 points sous chargement monotone. Les essais réalisés avec la corrélation d'images et en analyse par EBSD n'ont pas révélé une influence importante du grenailage sur le comportement. Cependant, les conditions de mesures et la complexité du dépouillement de l'essai demandent à faire preuve de réserve concernant l'analyse de ces résultats. Une étude équivalente, sous sollicitation cyclique, serait également nécessaire pour évaluer l'influence du grenailage sur le comportement cyclique du matériau.

La deuxième méthode investiguée consistait à comparer des résultats expérimentaux obtenus dans le chapitre 3 avec des données obtenues en simulation, afin d'identifier le lien existant entre les paramètres de la loi de comportement et l'écroissage induit par grenailage. Il ressort de cette étude que la déformation plastique équivalente de Von Mises est une variable pertinente pour qualifier l'effet du grenailage en termes d'écroissage puisqu'elle permet de valider la modélisation du grenailage proposée par Boyer [Boyer, 2017]. En revanche, cette méthode est insuffisante pour initialiser les variables internes de la loi de comportement.

La troisième méthode consiste à s'appuyer sur les résultats obtenus à l'aide de la simulation du procédé de grenailage proposée par Boyer [Boyer, 2017]. Cette méthode s'avère la plus pertinente et la plus directe pour initialiser les paramètres de la loi de comportement. Cependant, les difficultés rencontrées pour utiliser la loi de comportement développée pour la fatigue lors de la simulation du grenailage ont obligé à simplifier la loi pour limiter les temps de calculs. La continuité entre les deux lois n'étant plus assurée des hypothèses ont été faites concernant l'initialisation de la loi de comportement pour la modélisation de l'essai de fatigue.

Les premiers résultats obtenus avec l'introduction de l'écroissage grâce à cette dernière méthode apparaissent très prometteurs. Ils permettent notamment une meilleure description de la relaxation thermique des contraintes résiduelles. De plus, une nouvelle méthodologie s'appuyant sur les trajets de chargements issus de la simulation du grenailage devrait améliorer la qualité du chaînage et définir de façon plus précise les variables internes de la loi de comportement suite au grenailage.

Deux cas d'études seront investigués dans la suite de ce manuscrit pour modéliser l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue : avec ou sans prise en compte de l'écroissage induit par grenailage.

Chapitre VI Modélisation de l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718

Ce chapitre a pour objectif de proposer une méthodologie permettant de prédire l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718.

Deux microstructures ont été étudiées dans cette partie : la microstructure DA et la microstructure à gros grains.

La première partie du chapitre est consacrée à l'étude de la durée de vie en fatigue du matériau dépourvu de contraintes résiduelles. Pour cela, différentes géométries sont testées et des modèles de durée de vie sont proposés au regard des données acquises.

La deuxième partie de ce chapitre porte sur la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718 grenailé. Les modèles développés dans la première partie sont appliqués et les résultats obtenus sont discutés.

Sommaire

CHAPITRE VI MODELISATION DE L'IMPACT DU GRENAILLAGE SUR LA DUREE DE VIE EN FATIGUE DE L'INCONEL 718

183

VI.1	ANALYSE EXPERIMENTALE DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE DE L'INCONEL 718 NON GRENAILLE	185
VI.1.1	RESULTATS SUR EPROUVETTES CYLINDRIQUES LISSES	185
VI.1.2	RESULTATS SUR EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES	189
VI.1.3	RESULTATS SUR EPROUVETTES DE FLEXION	191
VI.1.4	SYNTHESE	192
VI.2	MISE EN PLACE D'UN MODELE DETERMINISTE	193
VI.2.1	ETABLISSEMENT DU MODELE	193
VI.2.1.1	Présentation du modèle retenu	193
VI.2.1.2	Identification du modèle	196
VI.2.1.2.1	Effet de contrainte moyenne – diagramme de Haigh	196
VI.2.1.2.2	Identification de B, β , A et α	196
VI.2.2	APPLICATION AUX EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES	200
VI.2.2.1	Présentation de la modélisation des essais par éléments finis	200
VI.2.2.1.1	Maillage des éprouvettes à concentration de contraintes et conditions aux limites	200
VI.2.2.1.2	Analyse de la stabilité des champs mécaniques sous sollicitation cyclique	201
VI.2.2.2	Résultats sur les éprouvettes à concentration de contraintes	202
VI.2.3	SYNTHESE	203
VI.3	MISE EN PLACE D'UN MODELE PROBABILISTE	204
VI.3.1	IDENTIFICATION DES EFFETS D'ENTAILLE ET D'ECHELLE SUR L'INCONEL 718	204
VI.3.1.1	Effet d'entaille	204
VI.3.1.2	Effet d'échelle	207
VI.3.1.3	Synthèse concernant les effets d'entaille et d'échelle	212
VI.3.2	PRISE EN COMPTE DES EFFETS D'ENTAILLE ET D'ECHELLE DANS LA MODELISATION DE LA DUREE DE VIE DES EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES	212
VI.3.3	DISCUSSIONS SUR LE MODELE RETENU	215
VI.4	PREDICTION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE D'EPROUVETTES GRENAILLEES	218
VI.4.1	ANALYSE DES RESULTATS EN FATIGUE SUR EPROUVETTES GRENAILLEES	218
VI.4.1.1	Résultats sur éprouvettes à concentration de contraintes grenillées	218
VI.4.1.2	Résultats sur éprouvettes de flexion grenillées	221
VI.4.2	MODELISATION PAR ELEMENTS FINIS DES EPROUVETTES GRENAILLEES	222
VI.4.2.1.1	Mise en place de la modélisation	222
VI.4.2.1.2	Application du modèle de durée de vie sur des éprouvettes à concentration de contraintes grenillées	225
VI.4.2.1.2.1	Modélisation tenant compte uniquement des contraintes résiduelles induites par grenailage	225
VI.4.2.1.2.2	Application de la méthodologie à la microstructure à gros grains	227
VI.4.2.1.2.3	Modélisation en tenant compte des contraintes résiduelles et de l'écroutissage induits par grenailage	228
VI.5	CONCLUSION	234

VI.1 Analyse expérimentale de la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718 non grenailé

Comme expliqué au chapitre 2, différentes géométries ont été testées dans cette étude : des éprouvettes cylindriques lisses, des éprouvettes cylindriques à concentration de contraintes ($K_t = 1,32$ et $K_t = 1,6$) et des éprouvettes de flexion. Ce premier paragraphe a pour objectif de présenter l'ensemble des résultats expérimentaux obtenus sur ces différentes géométries pour un matériau non grenailé. On rappelle que le protocole et les dispositifs expérimentaux utilisés pour réaliser les essais dans la thèse sont décrits au chapitre 2 paragraphe II.2.3.

De plus, afin de compléter les essais réalisés durant la thèse, des données issues de la littérature sont ajoutées¹¹. Ces données ont été obtenues sur des éprouvettes lisses comparables à celles utilisées dans la thèse. De plus, ces résultats ont été acquis pour différentes tailles de grains et une taille de précipités durcissantes d'environ 20 nm d'après les traitements thermiques présentés dans les papiers. De ce fait, on choisit d'associer les données pour une même taille de grains et elles sont comparées aux microstructures DA et gros grains de cette étude.

On ajoutera qu'aucune donnée concernant la microstructure à gros grains et gros précipités étudiée dans cette étude n'a pu être trouvée dans la littérature. De plus, Maderbacher et al. montrent que l'influence de la taille des grains sur la durée de vie en fatigue est prépondérante par rapport à la taille des précipités durcissants [Maderbacher et al., 2013]. Enfin, les résultats obtenus au chapitre 3, sur la relaxation des contraintes résiduelles, laissent penser que les effets intragranulaires ne sont pas assez prononcés pour pouvoir mettre en avant des différences significatives en termes de tenue en fatigue. Il est donc décidé d'étudier principalement la microstructure DA et la microstructure à gros grains. De plus, l'ensemble des essais présentés dans la suite sont réalisés à 550°C.

L'objectif de ce paragraphe est de présenter les données de durée de vie en fatigue obtenues durant la thèse et comparées aux données de la littérature. Pour chaque graphique de durée de vie présenté dans la suite, les caractéristiques de l'essai tel que la température, le rapport de charge et la taille des grains sont exposées dans la légende.

VI.1.1 Résultats sur éprouvettes cylindriques lisses

On rappelle que les essais sur éprouvettes cylindriques lisses effectués dans la thèse, sont menés en déformation imposée, à une fréquence de 10^{-3} s^{-1} et que trois rapports de charge ($R_\epsilon = -1$, $R_\epsilon = 0$, $R_\epsilon = 0,6$) ont été investigués pour évaluer l'influence de la contrainte moyenne sur la durée de vie en fatigue. La Figure VI-1 présente les résultats obtenus sur ces éprouvettes. L'amplitude de déformation est représentée en fonction du nombre de cycles à rupture.

Dans l'ensemble, les données obtenues durant la thèse sont cohérentes avec la littérature. Concernant l'Inconel 718 DA, une dispersion de la durée de vie d'une décade est observée pour les amplitudes de déformations investiguées. De plus, pour les durées de vie allant de 7000 à 10^7 cycles, pour une même amplitude de déformation imposée, une augmentation du rapport de charge (induisant une augmentation de la contrainte moyenne) conduit à une diminution de la durée de vie en fatigue. Ceci confirme l'influence de la contrainte moyenne sur la durée de vie en fatigue pour l'Inconel 718 déjà observée dans la littérature [Chaboche et al., 2012].

¹¹ Pour des raisons de confidentialité les références ne peuvent être divulguées.

Concernant la microstructure à gros grains, le nombre de données, pour les faibles niveaux de déformation étant restreint, il n'est pas possible d'identifier la dispersion rencontrée. Néanmoins, les données obtenues permettent de retrouver la tendance attendue, qui est que l'augmentation de la taille des grains, conduit à une diminution de la durée de vie. L'influence de la contrainte moyenne sur la durée de vie en fatigue de cette microstructure ne peut en revanche être confirmée. Il serait intéressant de réaliser des essais à amplitude de déformation plus faible pour pouvoir juger d'une influence de la microstructure sur les effets de contrainte moyenne.

Enfin, on notera que deux essais sur la microstructure à gros grains et gros précipités ont été réalisés à rapport de charge nul. Les résultats obtenus sont dans la tendance des points observés pour la microstructure à gros grains ce qui semblerait indiquer que l'influence de la taille des précipités durcissants est peu marquée sur la durée de vie en fatigue.

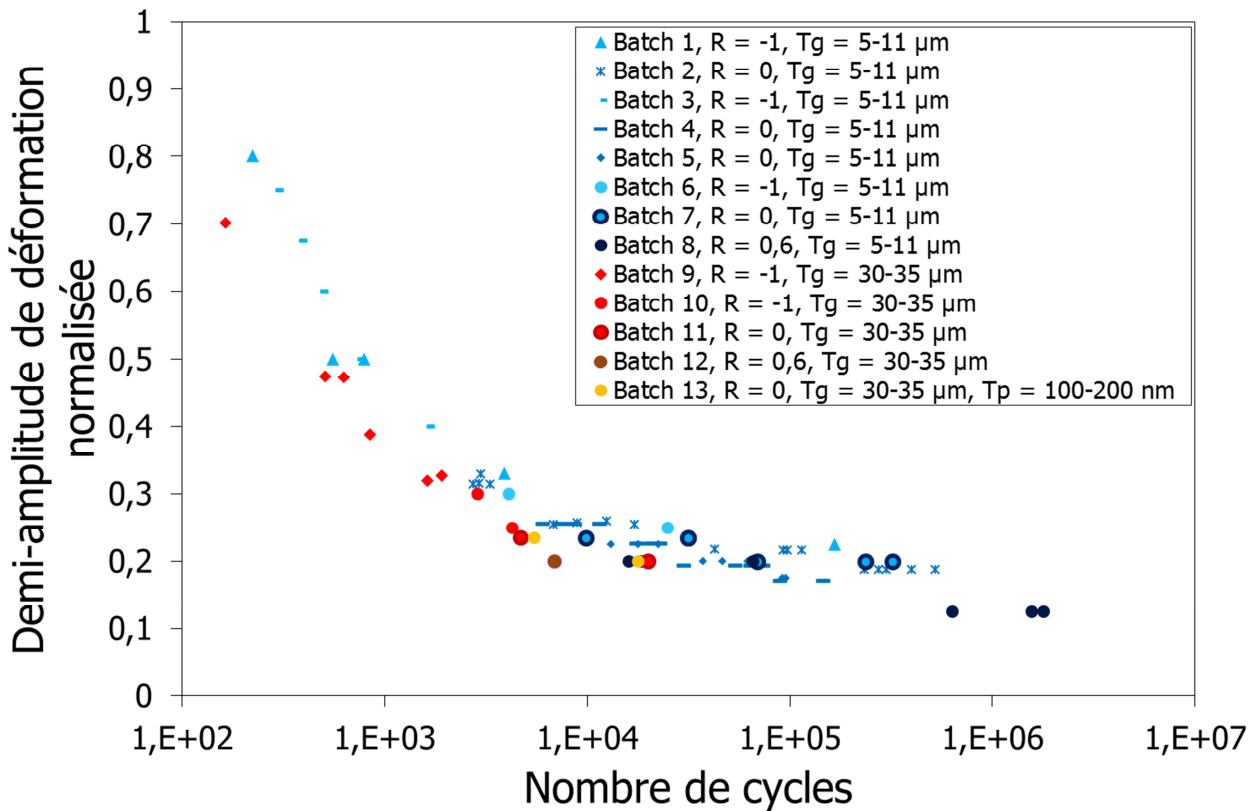


Figure VI-1. Courbe de durée de vie de l'Inconel 718 DA et à gros grains en fonction du nombre de cycles. Comparaison des données obtenues dans cette étude et des données de la littérature.

Après chaque essai mené à l'Onera, une fractographie est réalisée systématiquement pour identifier la nature et la zone d'amorçage. Pour cela une analyse optique est tout d'abord réalisée pour identifier le lieu d'amorçage. Ensuite une analyse au MEB permet d'identifier la taille et la nature du site d'amorçage en effectuant une analyse EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy).

La Figure VI-2 représente à titre d'exemple une image binoculaire et les clichés MEB réalisés sur une éprouvette en Inconel 718 DA.

Trois zones caractéristiques sont observables. La zone de propagation lente, qui fait suite à l'amorçage, une zone de transition et une zone ductile.

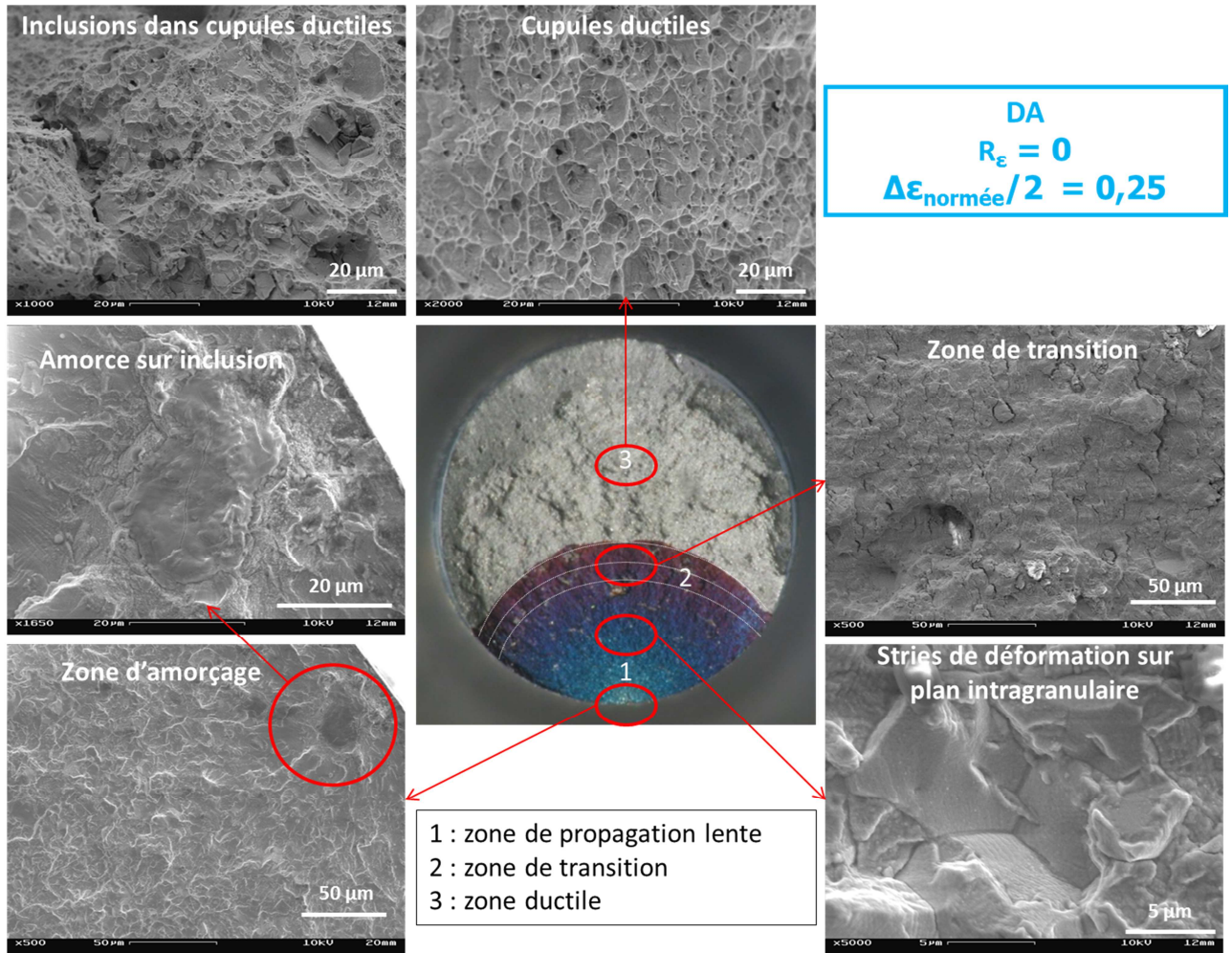


Figure VI-2. Fractographie type d'une éprouvette en Inconel 718 DA.

Sur les éprouvettes testées, l'amorçage est principalement de type surfacique. La nature de l'amorce sur l'Inconel 718 DA est de type inclusion pour près de 95 % des éprouvettes et, est semble-t-il, indépendante du rapport de charge testé. En revanche, pour les microstructures à gros grains, un amorçage sur grain a été observé dans 100 % des cas (Figure VI-4).

Pour expliquer ces différences concernant la nature de l'amorçage entre les deux microstructures, il est nécessaire de s'intéresser à la taille des particules présentes dans le matériau.

On rappelle que la taille des inclusions présentes dans l'Inconel 718 est de l'ordre de 15 µm. Cette taille est supérieure à la taille moyenne des grains observée dans l'Inconel 718 DA qui est de l'ordre de 6 µm. Les microstructures observées étant homogènes en taille de grains (voir chapitre 2), il était attendu une amorce préférentiellement sur les inclusions, notamment sur celle dont la taille est supérieure à la taille des grains environnants. La Figure VI-3 montre la zone d'amorçage d'une éprouvette en Inconel 718 DA. L'analyse EDS a confirmé qu'il s'agit d'un nitrure de titane et de niobium entouré de grains dont la taille est bien inférieure à celle de l'inclusion.

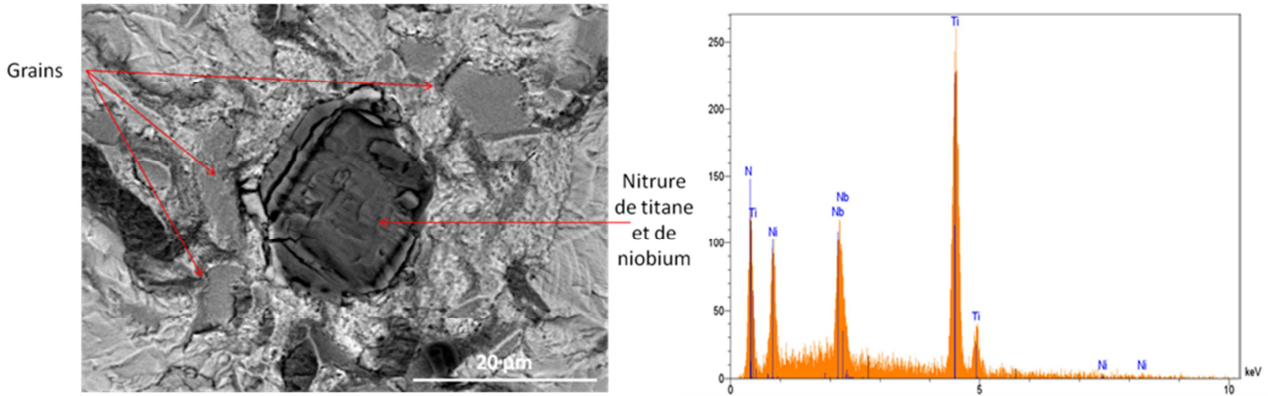


Figure VI-3. Zone d'amorçage d'une éprouvette en Inconel 718 DA : nitrure de titane (avec analyse EDS associée) et de niobium entouré de grains plus petits.

De plus, l'oxydation joue un rôle capital dans les mécanismes d'amorçage puisqu'elle conduit à une augmentation de la taille des particules de carbure et nitrure au cours du temps, ce qui induit une concentration locale de contrainte à la surface de l'éprouvette et favorise une amorce en surface [Connolley 2003].

En revanche, pour les microstructures ayant une taille de grains moyenne d'environ 35 μm, les inclusions ont une taille plus faible et l'amorçage s'effectue donc exclusivement sur un grain (Figure VI-4).

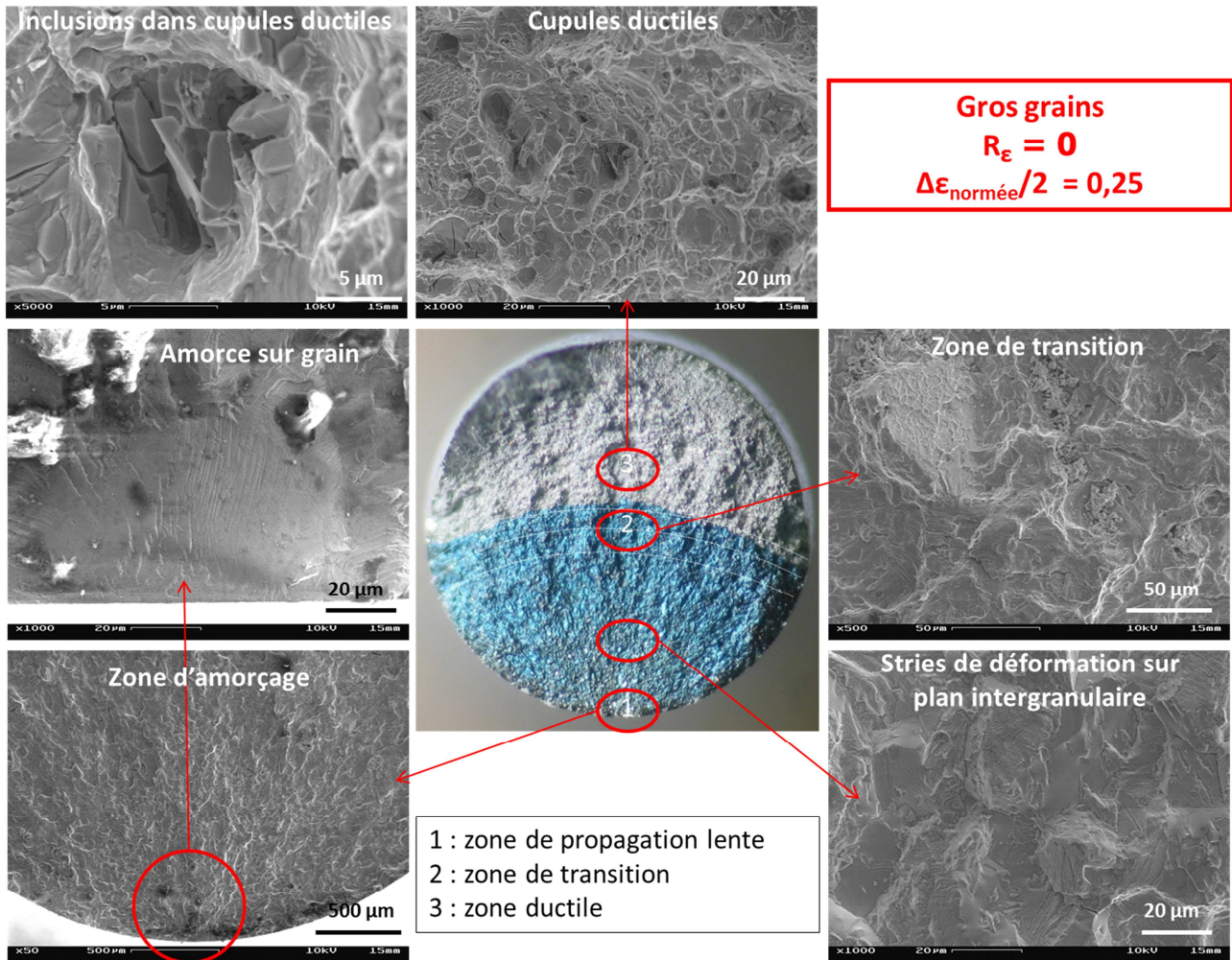


Figure VI-4. Fractographie type rencontrée pour la microstructure à gros grains.

VI.1.2 Résultats sur éprouvettes à concentration de contraintes

Intéressons-nous à présent aux résultats obtenus sur éprouvettes à concentration de contraintes. On rappelle que les essais sur ces éprouvettes ont été réalisés en effort imposé, à 550°C pour un rapport de charge R_{effort} nul et une fréquence d'essai égale à 15 Hz. Seule la microstructure DA est étudiée dans ce paragraphe.

Le champ mécanique est bien plus complexe en fond d'entaille pour les éprouvettes à concentration de contraintes que sur les éprouvettes cylindriques lisses, il n'est donc pas possible de définir précisément les mêmes valeurs d'efforts imposés que précédemment. Les niveaux en effort, appliqués aux éprouvettes à concentration de contraintes, ont tout de même été choisis afin d'avoir une amplitude de déformation totale, en fond d'entaille et dans la direction de sollicitation, proche des amplitudes de déformation précédemment imposées sur les éprouvettes lisses.

La Figure VI-5 présente les résultats obtenus sur éprouvettes à concentration de contraintes et sont comparées aux résultats obtenus sur éprouvettes lisses. Pour cela, la contrainte nominale est représentée en fonction du nombre de cycles. Seuls les résultats acquis dans la thèse sont présentés, avec des symboles. Les traits en pointillés indiquent la tendance observée.

Pour une contrainte nominale donnée, il apparaît qu'une augmentation de la valeur du K_t induit une diminution de la durée de vie. Pour les essais sur éprouvettes à K_t égales à 1,6, une diminution de la durée de vie d'un facteur allant de deux à trois décades peut être observé par rapport aux éprouvettes lisses. Les éprouvettes dont le K_t est égale à 1,32, qui présentent un gradient du champ de contrainte plus limité (voir chapitre 2), ont une durée de vie plus importantes mais sont quand même inférieure d'une à deux décades par rapport aux éprouvettes lisses.

Par ailleurs on notera que pour les éprouvettes lisses, l'application d'un rapport de charge égal à 0,6, induit une diminution significative de la durée de vie pour les faibles chargements. Ceci représente une autre manière de mettre en avant les effets de contrainte moyenne sur la durée de vie en fatigue.

La Figure VI-6 présente deux exemples de faciès de rupture rencontré après application d'une contrainte nominale normalisée de 0,5 et 0,43 sur des éprouvettes $K_{t_{1,32}}$ et $K_{t_{1,6}}$ respectivement, en Inconel 718 DA. Ces deux exemples sont caractéristiques de l'ensemble des observations qui ont été réalisées sur des éprouvettes à concentration de contraintes non grenillées en Inconel 718 DA. L'amorçage sur éprouvette à concentration de contraintes est similaire pour les deux valeurs d'entaille et les différents niveaux de chargement appliqués. Il s'effectue en surface, sur un grain, une inclusion ou une hétérogénéité de niobium qui possède une taille supérieure à 20 μm . L'ensemble des autres analyses de faciès est présenté en annexe, page 266.

Aucun essai n'a été réalisé sur éprouvettes à concentration de contraintes à gros grains non grenillées. La microstructure à gros grains est utilisée ici pour valider l'ensemble de la méthodologie mise en place.

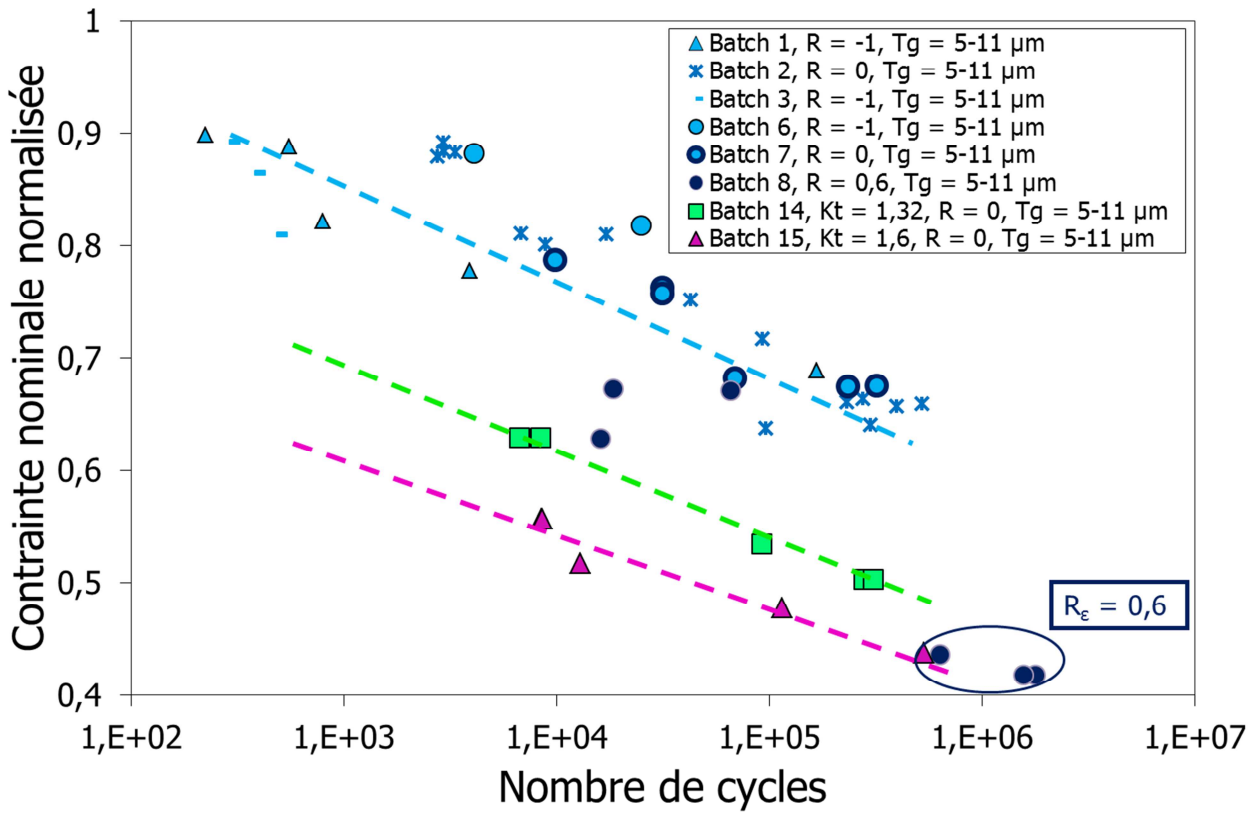


Figure VI-5. Durée de vie en fatigue de l'Inconel 718 pour différentes géométries d'éprouvette.

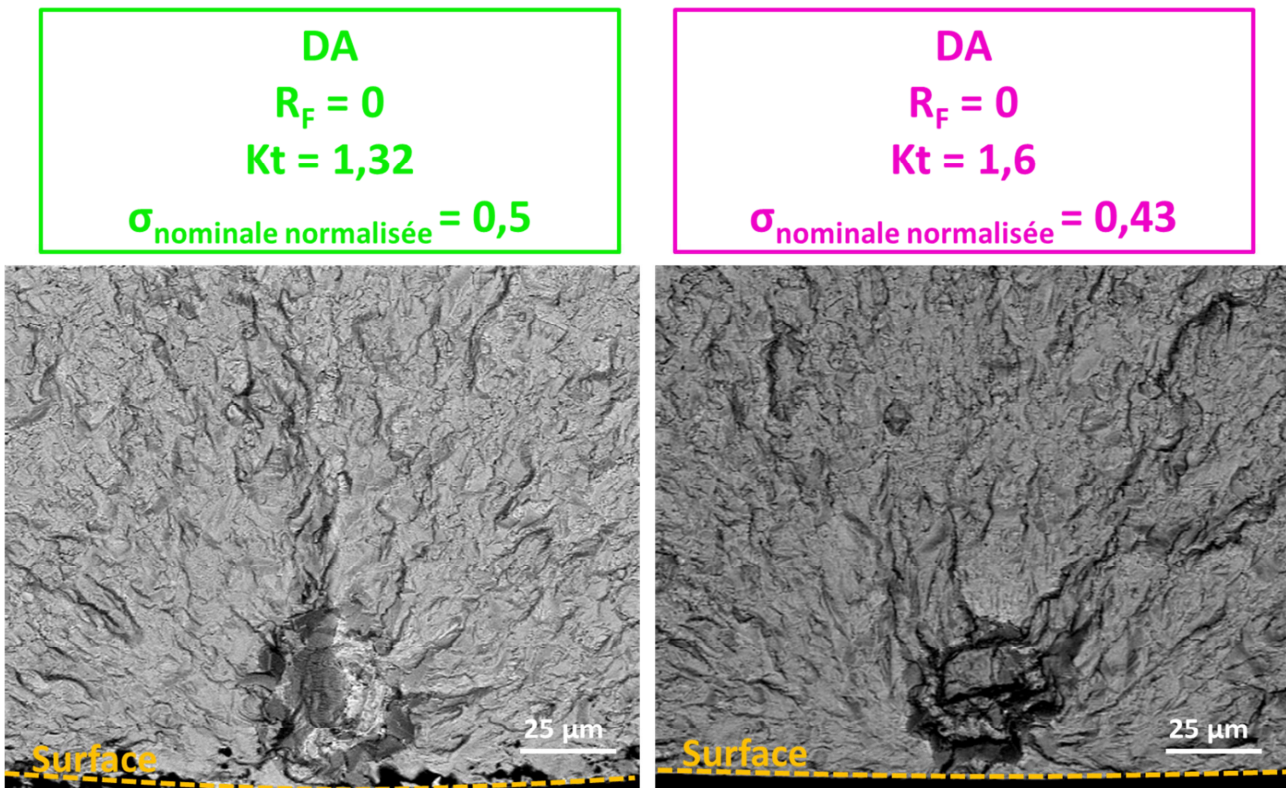


Figure VI-6. Fractographies réalisées sur des éprouvettes à concentration de contraintes en Inconel 718 DA ; a) $Kt_{1,32}$, b) $Kt_{1,6}$.

VI.1.3 Résultats sur éprouvettes de flexion

La dernière série de tests effectuée sur des éprouvettes non grenillées est réalisée à l'aide du dispositif disponible à Safran Aircraft Engines et constitue les essais de flexion. On rappelle qu'il s'agit d'essais menés en déformation imposée à une fréquence de 1 Hz et à 550°C.

Seuls des essais pour la microstructure à gros grains ont été réalisés durant la thèse sur les éprouvettes de flexion. Des essais sur la microstructure DA (issue du disque) sont prévus, mais n'ont pu être réalisés dans les délais suffisants pour être intégrés dans cette thèse.

Les données acquises à partir de ces essais sont comparées Figure VI-7 aux valeurs obtenues pour les éprouvettes lisses de la thèse et de la littérature. Les résultats semblent suivre la même tendance que les données obtenues sur éprouvettes lisses. Une augmentation du nombre d'essais, notamment pour les faibles amplitudes serait tout de même nécessaire pour pouvoir être capable de définir plus précisément la tendance observée ici.

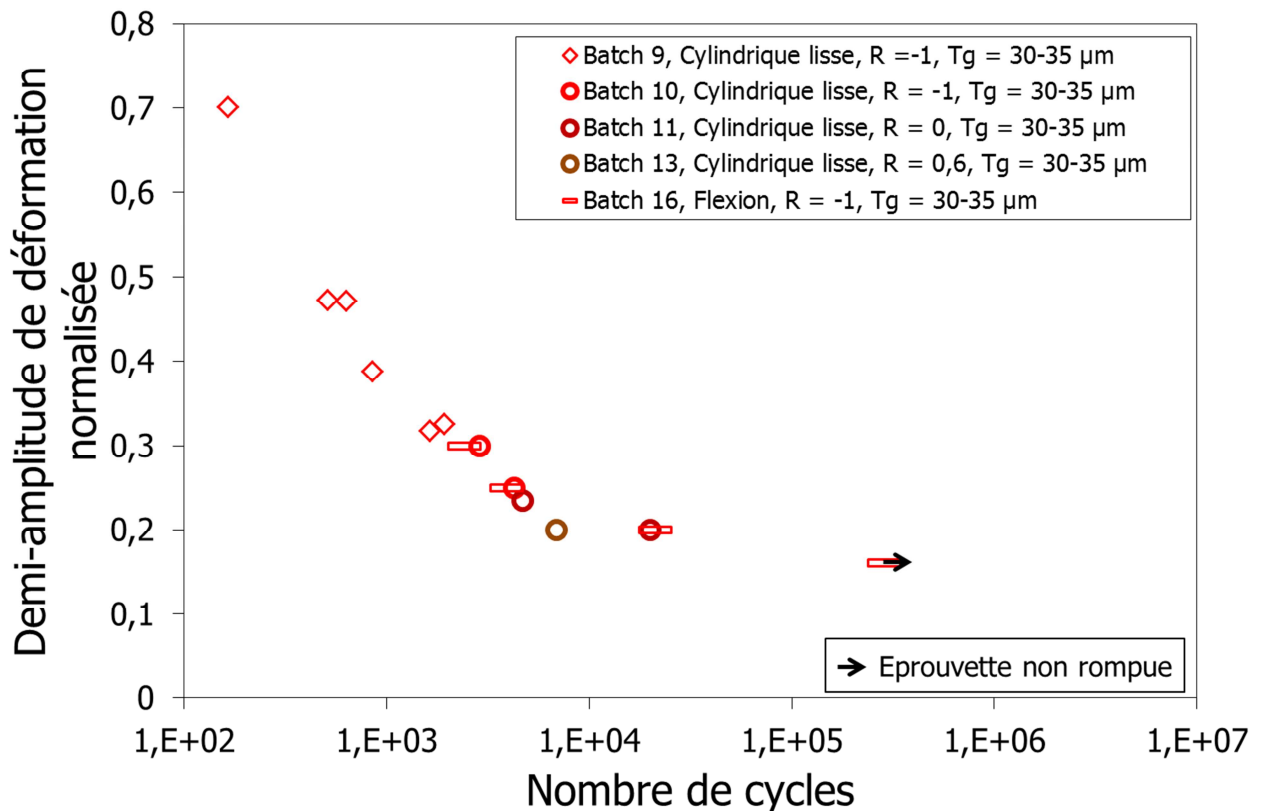


Figure VI-7. Durée de vie en fatigue de l'Inconel 718 à gros grains pour des éprouvettes lisses et de flexion.

Une analyse des faciès de rupture a permis d'observer un amorçage surfacique sur les trois éprouvettes de flexion qui ont rompues. Un exemple est présenté Figure VI-8. Seules des analyses optiques ont été réalisées sur ces éprouvettes. Des analyses complémentaires au MEB sont prévues prochainement pour s'assurer que la nature de l'amorce déjà rencontrée pour cette microstructure (amorçage sur grain) n'est pas modifiée par le type de sollicitation.

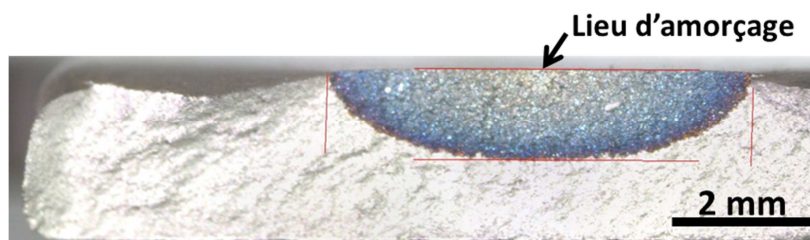


Figure VI-8. Faciès de rupture observé après rupture d'une éprouvette à microstructure à gros grains.

VI.1.4 Synthèse

Pour synthétiser, des essais de fatigue jusqu'à rupture ont été menés à 550°C pour différentes géométries et deux microstructures différentes.

Ces résultats montrent que **la taille des grains a un impact sur la durée de vie en fatigue mais également sur le type d'amorçage rencontré**. Ainsi, une augmentation de la taille des grains conduit à une diminution de la durée de vie en fatigue. L'amorçage a toujours lieu sur un grain pour la microstructure à gros grains alors qu'elle peut avoir lieu sur inclusion ou sur grains pour la microstructure DA.

Les essais sur éprouvettes à Kt, où seule la microstructure DA a été étudiée, ont montré un amorçage s'effectuant uniquement en surface. Comme pour les éprouvettes lisses, l'amorçage peut avoir lieu sur grain ou sur inclusion. De plus, pour une contrainte nominale donnée, une augmentation de la valeur de la concentration de contraintes conduit à une diminution de la durée de vie.

Les éprouvettes testées en flexion sur la microstructure à gros grains conduisent à des durées de vie similaires aux essais réalisés sur éprouvettes lisses. Ceci semble indiquer que l'effet de gradient présent dans l'éprouvette de flexion ne semble pas avoir beaucoup d'effet sur la durée de vie en fatigue. Des essais complémentaires sont à réaliser sur les deux microstructures pour vérifier cet aspect.

Enfin, **un fort effet de contrainte moyenne a été observé** grâce à l'utilisation de trois rapports de charge différents pour les essais réalisés sur éprouvettes lisses. C'est justement l'utilisation de ces essais qui va permettre d'identifier un modèle de durée de vie. En effet, ces éprouvettes présentent l'avantage d'être instrumentée ce qui permet de connaître les valeurs de déformation et de contraintes nécessaire à la mise en place des modèles.

VI.2 Mise en place d'un modèle déterministe

VI.2.1 Etablissement du modèle

Comme exprimé dans le chapitre 1, il existe différents types de modèles permettant de prédire la durée de vie en fatigue de pièces. La plupart des modèles s'exprime en cycles avec des formulations empiriques reliant σ , ε , ou l'énergie, aux nombres de cycles à amorçage. Une autre possibilité est l'utilisation d'approches couplées dans lesquelles une variable d'endommagement est associée à une loi d'évolution écrite également en fonction du nombre de cycles [Gallerneau, 1995; Lemaitre et al., 2009]. Depuis plus récemment, on trouve des modèles incrémentaux où la loi d'évolution de la variable d'endommagement dépend du temps [Lemaitre et al., 1999; Kaminski, 2007; Otin, 2007]. Le travail présenté ici n'ayant pas pour vocation à développer un nouveau critère, il a été décidé de s'appuyer sur des approches existantes pour se focaliser sur la prise en compte de l'effet du grenailage.

VI.2.1.1 Présentation du modèle retenu

L'un des modèles les plus utilisés dans la littérature pour prédire la durée de vie en fatigue de matériaux métalliques est le modèle de Manson Coffin. Il s'agit d'un critère écrit en déformation, basé sur une partition de l'amplitude de déformation totale, en amplitude de déformation élastique et en amplitude de déformation plastique :

$$\varepsilon_a = \frac{\Delta\varepsilon^p}{2} + \frac{\Delta\varepsilon^e}{2} = AN_f^{-\alpha} + BN_f^{-\beta} \quad \text{Eq. VI-1}$$

Où A , B , α , β sont des paramètres matériaux et N_f le nombre de cycles à amorçage.

L'identification des paramètres du critère de Manson-Coffin se fait alors en exploitant cette partition $\frac{\Delta\varepsilon^p}{2}$ et $\frac{\Delta\varepsilon^e}{2}$ de la déformation totale en écrivant :

$$\begin{cases} \frac{\Delta\varepsilon^p}{2} = AN_f^{-\alpha} \\ \frac{\Delta\varepsilon^e}{2} = BN_f^{-\beta} \end{cases} \quad \text{Eq. VI-2}$$

En se plaçant en échelle logarithmique, l'identification des paramètres A , B , α , β se ramène à la détermination par moindres carrés de la droite passant au mieux par les points expérimentaux reliant la durée de vie obtenue en fonction de l'amplitude de déformation élastique ou la déformation plastique.

Cependant la loi de Manson Coffin ne prend pas en compte les effets de la contrainte moyenne sur la durée de vie. Or, il a été observé que l'inconel 718 DA était sensible à ces effets. Il est donc indispensable de la prendre en compte. Pour cela il est possible d'utiliser des extensions du critère telles que Walker, Goodman ou encore SWT [Smith et al., 1969]. Parmi ces extensions, le modèle SWT a déjà été utilisé par Chaboche et al. avec succès pour traduire l'impact de la contrainte moyenne sur la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718 à 550°C [Chaboche et al., 2012]. La contrainte effective introduite par Smith-Watson-Topper est alors réécrite sous la forme :

$$\sigma_{aef} = \sqrt{E\varepsilon_a\sigma_a} f(t) \quad \text{Eq. VI-3}$$

Où ε_a et σ_a sont respectivement l'amplitude totale de déformation et de contrainte. t correspond au rapport entre la contrainte moyenne et l'amplitude de contrainte (σ_{moy}/σ_a).

La Figure VI-9 présente le diagramme de Haigh pour le TA6V à 200°C et l'Inconel 718 à 550°C où est observé une rupture dans l'évolution de l'amplitude de contrainte conduisant à une durée de vie donnée de 10^5 , 10^6 ou 10^7 cycles [Chaboche et al., 2012]. Le diagramme justifiant l'utilisation de deux pentes linéaires pour décrire les effets de contrainte moyenne, Chaboche et al. ont proposé d'exprimer la fonction $f(t)$ comme suit :

$$f(t) = \begin{cases} 1 + bt & \text{si } t < t^* \\ 1 + (b - b')t^* + b't & \text{si } t > t^* \end{cases} \quad \text{Eq. VI-4}$$

Où b et b' sont les valeurs des pentes et t^* représente la valeur pour laquelle on observe l'intersection des deux pentes.

A noter que la fonction $f(t)$ est modifiée lorsque la contrainte moyenne est inférieure à 0 et s'écrit :

$$f(t) = (1 - t)^{-1} \quad \text{Eq. VI-5}$$

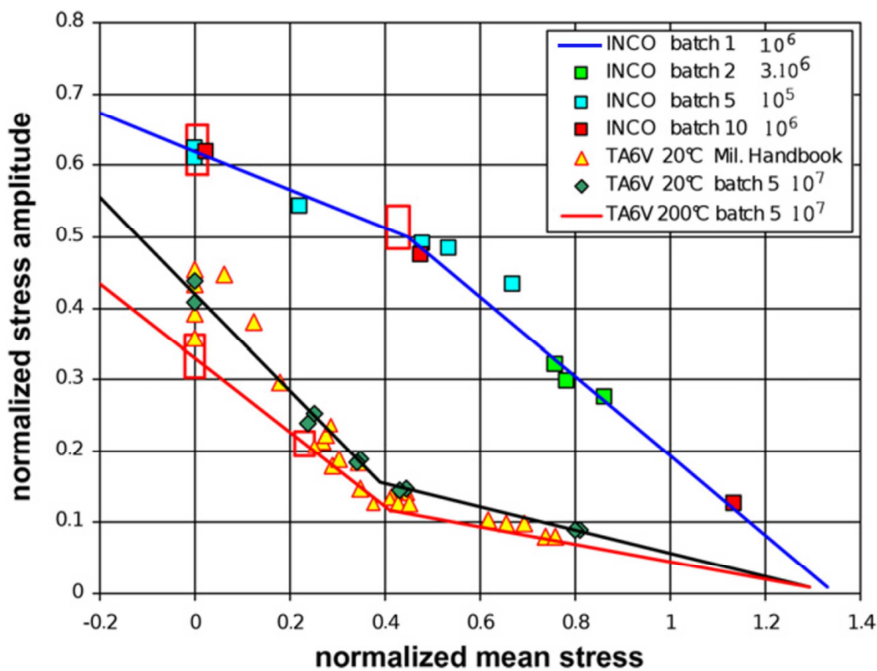


Figure VI-9. Diagramme de Haigh pour le TA6V à 200°C et l'Inconel 718 à 550°C [Chaboche et al., 2012].

En s'appuyant sur la partition des déformations du critère de Manson-Coffin (Eq. VI-3), Chaboche et al. démontrent que la fonction de durée de vie $f(N_f)$ à mettre au regard de la contrainte effective s'écrit :

$$\sigma_{a_{eff}} = \sqrt{E^2 (AB N_f^{-\alpha-\beta} + B^2 N_f^{-2\beta})} \quad \text{Eq. VI-6}$$

La formulation de ce modèle ayant fait ses preuves sur de l'Inconel 718 précédemment, elle est retenue pour cette étude.

On rappelle que l'objectif du modèle de fatigue est de pouvoir prédire la durée de vie en fatigue d'éprouvettes grenillées. Or, il a semblé nécessaire de s'appuyer sur des éprouvettes à concentration de contraintes pour mettre en avant les effets du grenailage. De par leur géométrie, les éprouvettes à concentration de contraintes présentent un champ mécanique complexe en fond d'entaille (lieu de l'amorçage en fatigue) qui peut induire des effets de multiaxialité. Il est donc nécessaire de travailler avec un critère prenant en compte les effets de multiaxialité des contraintes.

Plusieurs critères multiaxiaux peuvent être trouvés dans la littérature. Ces critères sont généralement classés en trois catégories principales. Une première approche par invariant de contraintes conduit à l'utilisation des critères comme ceux de Sines, de Crossland ou encore de Gonçalves [Crossland, 1956; Sines et al., 1981; Gonçalves et al., 2005]. Une deuxième approche concerne les modèles en énergie [Palin-Luc et al., 1998]. Enfin, la généralisation de ce type de critère en multiaxial peut également se faire au travers de notion de type plan critique comme les modèles de de Brown et Miller, de Fatemi et Socie ou encore de Robert [Brown et al., 1973; Fatemi et al., 1988; Robert, 1992].

De ce fait, les formulations sont nombreuses en multiaxial et il n'apparaît pas de vrai consensus quant à l'utilisation préférentielle de l'un plutôt qu'un autre pour prendre simultanément en compte les effets de contrainte moyenne et les effets de multiaxialité. C'est dans ce contexte que Bonnard et al. proposent une généralisation en multiaxial, en formulant un critère comme une extension du critère SWT [Bonnard et al., 2011]. Trois critères ont ainsi été étendus, le critère de Sines, le critère de Crossland et le critère de Gonçalves [Crossland, 1956; Sines et al., 1981; Gonçalves et al., 2005]. Le critère de Sines étant relativement courant et utilisé avec succès pour l'Inconel 718 par Chaboche et al., sous sa forme uniaxiale, il est utilisé dans la suite [Chaboche et al., 2012]. Les équations Eq. VI-3, Eq. VI-4 et Eq. VI-5 précédemment développées en uniaxial deviennent naturellement :

$$\sigma_{aeff} = \sqrt{E \varepsilon_{aeq} \sigma_{aeq}} f(t_{eq}) \quad \text{Eq. VI-7}$$

$$f(t_{eq}) = \begin{cases} 1 + bt_{eq} & \text{si } t_{eq} < t_{eq}^* \\ 1 + (b - b')t_{eq} + b't_{eq} & \text{si } t_{eq} > t_{eq}^* \end{cases} \quad \text{Eq. VI-8}$$

Où σ_{aeq} représente l'amplitude de contrainte équivalente, ε_{aeq} l'amplitude de déformation équivalente et t_{eq} le rapport entre la moyenne de la trace du tenseur des contraintes.

$$t_{eq} = \frac{(Tr\sigma)_{moy}}{\sigma_{aeq}} \quad \text{Eq. VI-9}$$

Comme dans la forme uniaxiale du critère, la fonction $f(t_{eq})$ est modifiée lorsque la contrainte moyenne est inférieure à 0 :

$$f(t_{eq}) = (1 - t_{eq})^{-1} \quad \text{Eq. VI-10}$$

Bien que le critère de Sines soit utilisé dans la suite, il serait intéressant de faire le travail similaire à ce qui suit, en appliquant les autres critères de post traitement.

VI.2.1.2 Identification du modèle

Afin d'identifier un modèle de durée de vie, les essais réalisés sur éprouvettes lisses non grenillées sont exploités. L'identification des paramètres du modèle s'effectue en deux étapes. La première consiste à évaluer les paramètres b , b' et t_{eq}^* à partir du diagramme de Haigh. Dans un second temps les paramètres B , β et A , α sont identifiés de manière relativement identique à ce qui est fait pour le modèle de Manson Coffin.

VI.2.1.2.1 Effet de contrainte moyenne – diagramme de Haigh

La Figure VI-10 présente le diagramme de Haigh obtenu à partir de données issues de la thèse et de la littérature. Les paramètres b , b' et t_{eq}^* peuvent ainsi être identifiés. Le paramètre b , est identifié en calculant la pente du diagramme de Haigh lorsque t est inférieur à t_{eq}^* . Le paramètre b' , est identifié en calculant la pente du diagramme de Haigh lorsque t est supérieur à t_{eq}^* . On rappelle que t_{eq}^* est défini comme le rapport entre la contrainte moyenne et l'amplitude de contrainte, définies à l'intersection des deux pentes présentes sur le diagramme de Haigh.

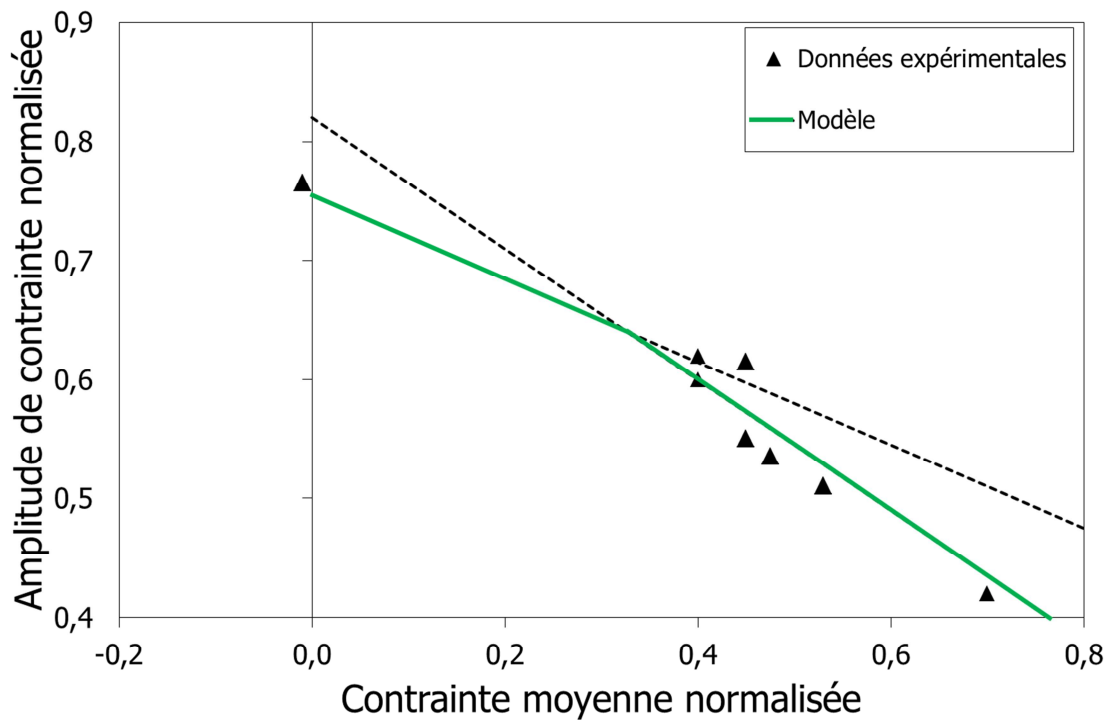


Figure VI-10. Diagramme de Haigh de l'Inconel 718 à 550°C.

VI.2.1.2.2 Identification de B , β , A et α

L'identification des paramètres B , β , A et α du modèle, s'effectue sur la base des essais disponibles à différents rapport de charge pour des éprouvettes lisses. Il est important de signaler que l'écriture du critère choisi, implique que tous les essais à différents rapports de charge se trouvent sur une même courbe maîtresse lorsque la contrainte effective est représentée en fonction du nombre de cycles.

Identification de B et β

Dans le domaine des durées de vies supérieures à 10^4 cycles, le matériau possède une plasticité macroscopique limitée de l'ordre de 10^{-4} mm/mm (Figure VI-12). De ce fait, il est possible d'écrire :

$$\begin{cases} \varepsilon_a = \frac{\Delta\varepsilon^e}{2} = \frac{1}{E} \sigma_a \\ \frac{\Delta\varepsilon^p}{2} = 0 \end{cases} \quad \text{Eq. VI-11}$$

D'où :

$$\sigma_{aef} = \sigma_a f(t) = E B N f^{-\beta} \quad \text{Eq. VI-12}$$

Les paramètres B et β sont donc identifiés en traçant l'évolution de l'amplitude de contrainte multipliée par la fonction $f(t)$ en fonction du nombre de cycles (Figure VI-11). On notera que seuls les points dont la durée de vie en fatigue est supérieure à 10^4 cycles sont retenus pour réaliser l'identification des paramètres B et β .

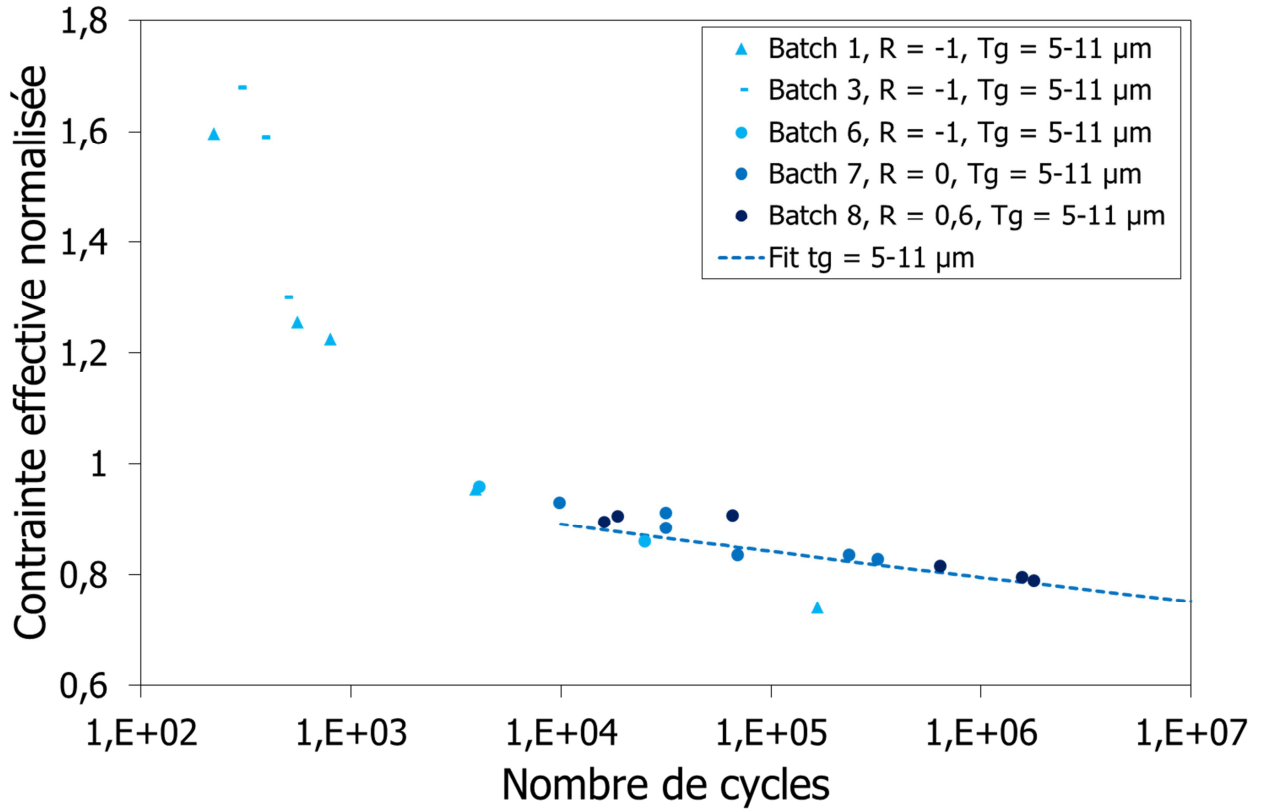
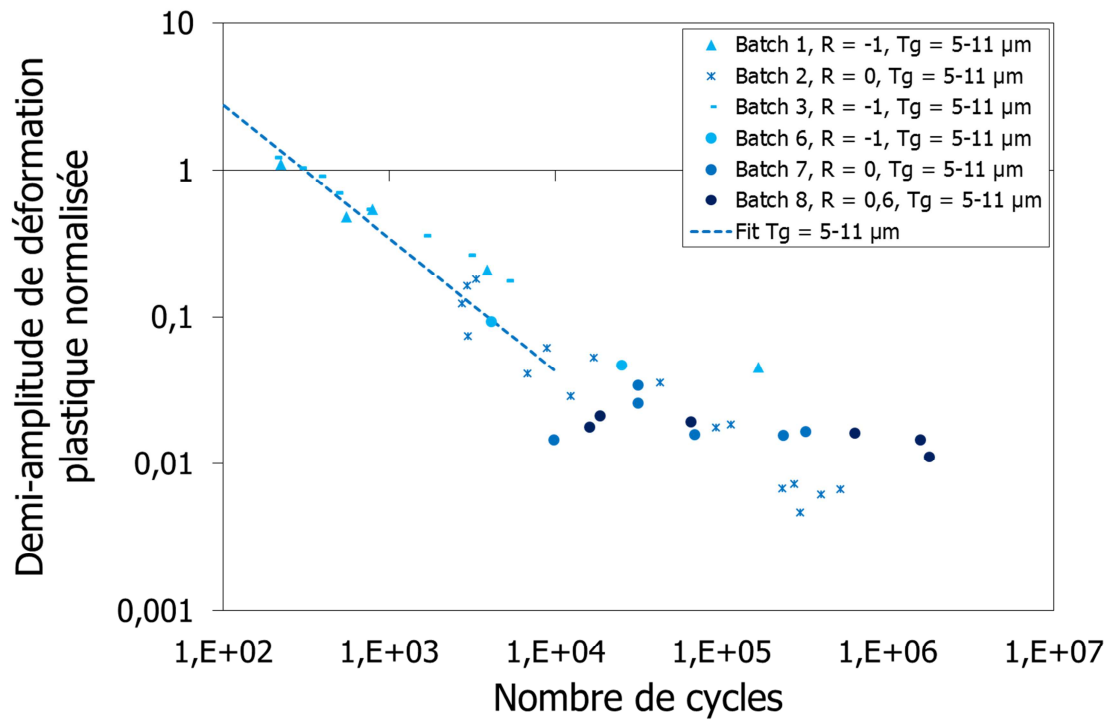


Figure VI-11. Identification des paramètres B et β .

A ce stade, il reste à identifier A et α . Pour cela, on exploite la partition des déformations du modèle de Manson-Coffin en utilisant la relation :

$$\frac{\Delta \varepsilon^p}{2} = A N_f^{-\alpha} \quad \text{Eq. VI-13}$$

Les paramètres A et α sont donc identifiés en traçant l'évolution de l'amplitude de déformation plastique en fonction du nombre de cycles, tous rapports de charge confondus (Figure VI-12). Seuls les essais ayant une durée vie inférieure à 10^4 cycles sont considérés.

Figure VI-12. Identification des paramètres A et α .

Afin de valider l'identification proposée, l'ensemble de la chaîne de calcul de la durée de vie est mis en œuvre sur un élément de volume. Etant donné le coup faible de temps de calcul lorsque l'analyse est réalisée sur un point de Gauss, mille cycles sont simulés afin d'être sûr d'avoir atteint le comportement asymptotique du matériau. On rappelle que la loi de comportement utilisée a été définie au chapitre 4.

Le post traitement est ensuite appliqué pour déterminer la durée de vie. Les résultats finalement obtenus sont présentés Figure VI-13.

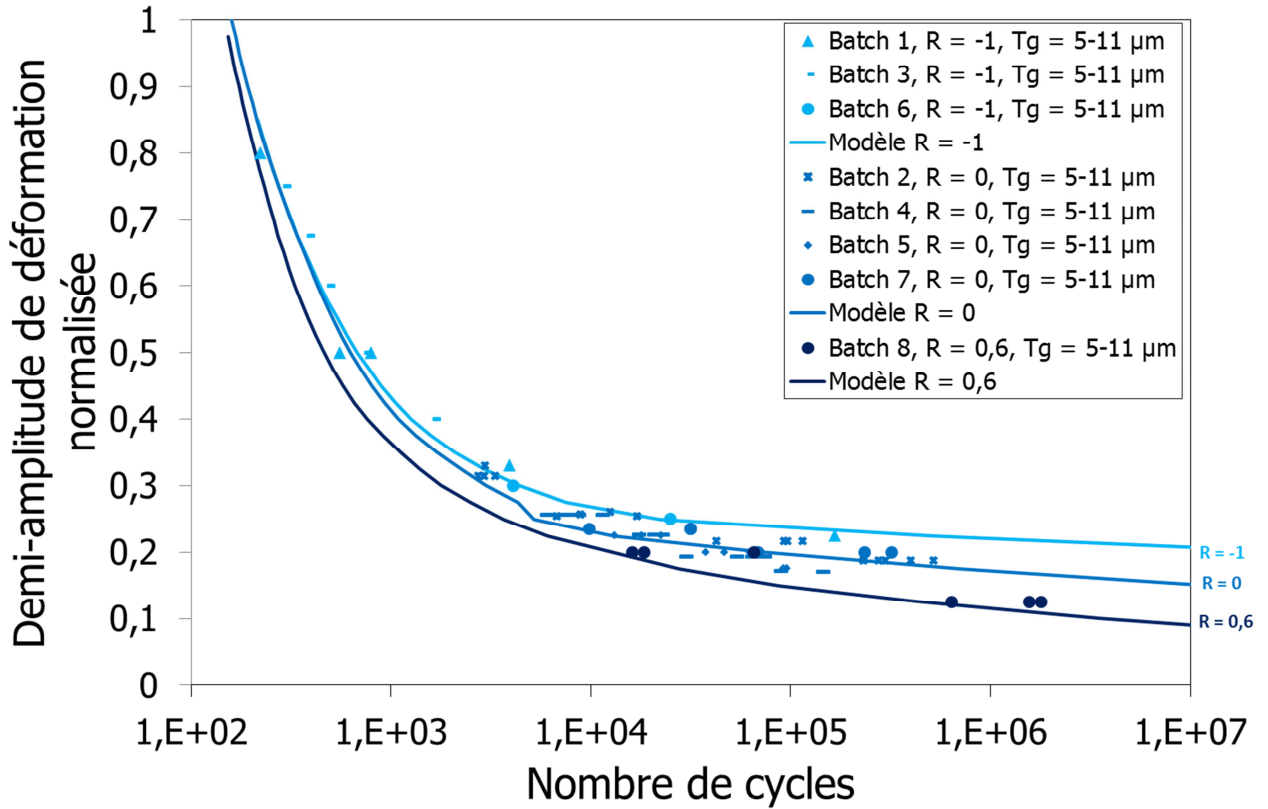


Figure VI-13. Courbe de durée de vie sur éprouvettes lisses pour l'Inconel 718 DA à 550°C.

Le modèle décrit relativement bien l'ensemble des essais issus de la thèse et de la littérature, allant de 10^2 à 10^7 cycles. De plus, l'effet de contrainte moyenne est bien pris en compte puisque les trois rapports de charge investigués sont correctement modélisés. On notera que pour le rapport de charge $R_\epsilon = 0,6$, on observe toujours un effet de contrainte moyenne pour les durée de vie courtes, comprises entre 10^3 et 10^4 cycles, alors que les courbes de durée de vie pour les rapports de charge $R_\epsilon = -1$ et $R_\epsilon = 0$ ont déjà convergées. Comme le montre la Figure VI-14, la relaxation de la contrainte moyenne au cycle stabilisé pour le rapport de charge $R_\epsilon = 0,6$, prédite par le modèle, est encore partielle pour ces niveaux de déformation appliqués alors qu'elle est totale pour le rapport de charge $R_\epsilon = 0$. Aucune donnée expérimentale ne permet de mettre en doute cet aspect, des essais supplémentaires seraient nécessaires pour s'assurer de la bonne représentation de l'effet de contrainte moyenne pour ces niveaux de chargement.

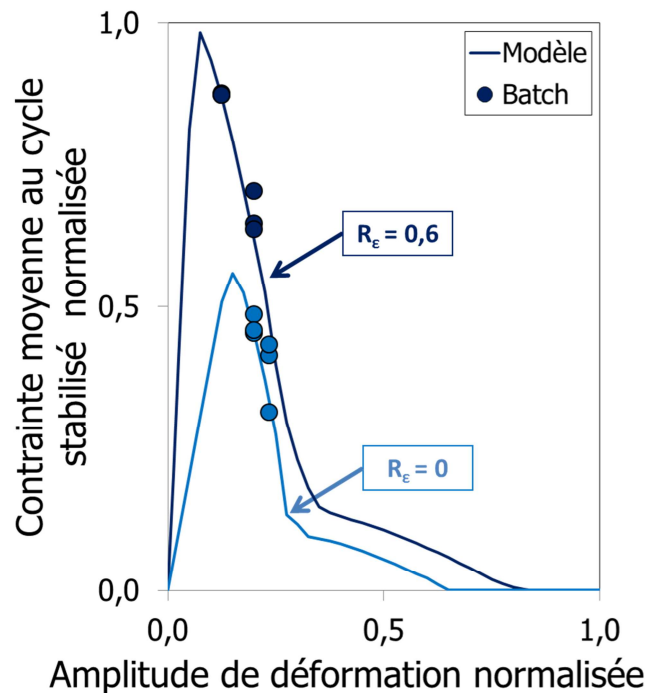


Figure VI-14. Courbes de relaxation de la contrainte moyenne au cycle stabilisé.

La même démarche d'identification a été appliquée pour identifier le modèle de durée de vie pour la microstructure à gros grains. Les résultats sont présentées Figure VI-15. Malheureusement, le nombre de points est trop faible pour pouvoir juger de la capacité du modèle pour les faibles amplitudes de déformation. En revanche, le modèle reproduit correcte-

ment l'évolution du nombre de cycles en fonction de l'amplitude de déformation pour les fortes amplitudes de déformation. De plus, comme pour l'Inconel 718 DA, le rapport de charge $R_e = 0,6$ induit toujours un effet de contrainte moyenne pour les durée de vie courtes comprises entre 10^3 et 10^4 cycles, alors que les courbes de durée de vie pour les rapports de charge $R_e = -1$ et $R_e = 0$ ont déjà convergées.

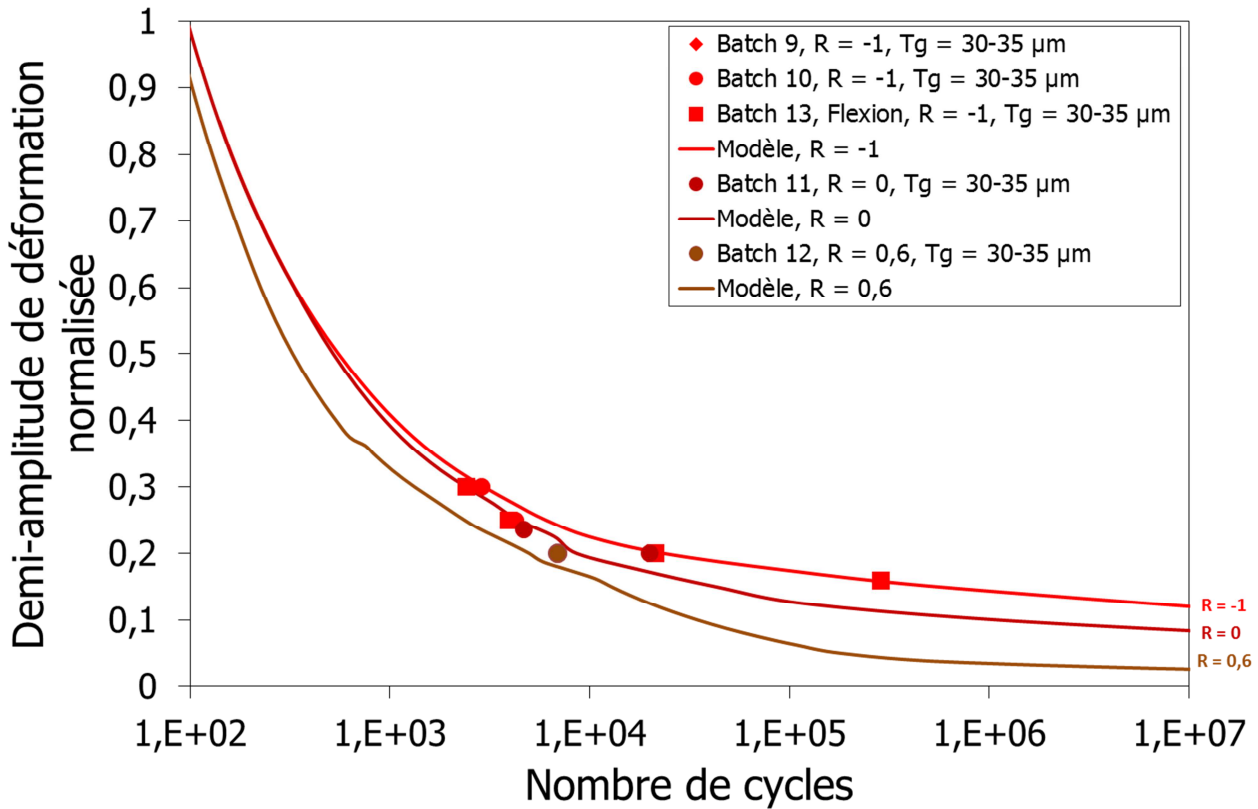


Figure VI-15. Courbe de durée de vie sur éprouvettes lisses pour l'Inconel 718 à gros grains.

Le modèle étant maintenant établi pour les deux microstructures DA et gros grains, l'objectif est de le tester vis-à-vis des essais réalisés sur les éprouvettes à concentration de contraintes.

VI.2.2 Application aux éprouvettes à concentration de contraintes

VI.2.2.1 Présentation de la modélisation des essais par éléments finis

Pour déterminer la durée de vie en fatigue des éprouvettes à concentration de contraintes, il est nécessaire de réaliser une analyse en élasto-visco-plasticité du champ de contrainte. Contrairement aux éprouvettes lisses, où le champ de contrainte est uniforme dans toute la partie utilisée de l'éprouvette ; les éprouvettes à concentration de contraintes présentent des champs de contrainte non uniformes dans l'éprouvette qu'il est nécessaire de modéliser par éléments finis. Ce paragraphe a pour objectif de présenter le maillage et les conditions aux limites retenues pour les éprouvettes à concentration de contraintes $K_{t_{1,32}}$, $K_{t_{1,6}}$ ainsi que l'analyse de la stabilité des champs mécaniques sous sollicitation cyclique, qui a été menée pour définir le nombre de cycles nécessaires pour atteindre la stabilisation des champs mécaniques.

VI.2.2.1.1 Maillage des éprouvettes à concentration de contraintes et conditions aux limites

L'ensemble des éprouvettes est modélisé à l'aide de la suite du logiciel Zset co-développé par l'Onera et l'Ecole des mines de Paris. La Figure VI-16 présente les maillages retenus après une étude de convergence, et les conditions aux limites appliquées aux éprouvettes à concentration de contraintes. Seule une partie

des éprouvettes est représentée étant donnée leur géométrie. Comme indiqué sur la Figure VI-16, des conditions de symétrie sont appliquées sur le bord gauche et le bas des éprouvettes afin d'indiquer la présence de matière de part et d'autre. Des efforts sont imposés dans la partie haute de l'éprouvette et une condition « mpc » (*Multi-Point Constraint*) est appliquée afin de garantir un déplacement uniforme de l'ensemble des nœuds dans la section et donc indiquer la présence de matière dans le haut de l'éprouvette. Le maillage utilisé est axisymétrique et raffiné en surface pour pouvoir introduire les profils de contraintes résiduelles et d'érouissage.

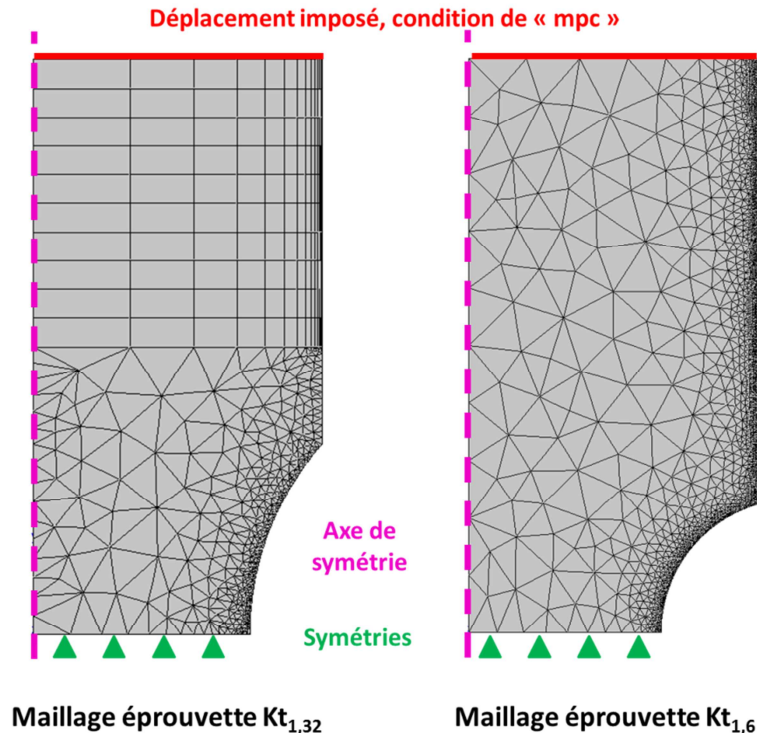


Figure VI-16. Maillage et conditions aux limites des éprouvettes à concentration de contrainte.

VI.2.2.1.2 Analyse de la stabilité des champs mécaniques sous sollicitation cyclique

Le chargement imposé aux éprouvettes à concentration de contraintes est un chargement cyclique $R_f = 0$, à une fréquence de 15 Hz. Pour les niveaux d'effort imposés, il est attendu une plastification du matériau dans la zone de concentration de contraintes. Compte tenu du comportement d'adoucissement cyclique élasto-visco-plastique du matériau, les champs mécaniques sont susceptibles d'évoluer au cours du nombre de cycles. Or, étant donné l'approche découplée (type post traitement) utilisée ici, pour déterminer la durée de vie en fatigue, ces champs mécaniques représentent une donnée d'entrée pour le modèle de fatigue. Il paraît donc important d'analyser le nombre de cycles conduisant à une stabilité des champs mécaniques.

Cette analyse est proposée Figure VI-17, où l'évolution de la contrainte de Von Mises maximale normalisée est représentée pour différents essais (représentatifs de la gamme d'efforts imposés dans les essais), en fonction du nombre de cycles simulés. Comme attendu, il résulte de cette étude que le nombre de cycles, conduisant à un état asymptotique, dépend de la sollicitation imposée. Une augmentation de la sollicitation conduit à une convergence plus rapide. Après 1000 cycles, il semble que l'on ait atteint une valeur asymptotique pour l'ensemble des essais. Après 200 cycles, si l'on considère le cycle 1000 comme valeur de référence, l'erreur maximale observée est de quatre pour mille concernant les chargements les plus faibles et de deux pour mille pour les chargements les plus importants.

Compte tenu de ces résultats et du temps nécessaire à la réalisation des calculs, il est décidé de réaliser **200 cycles pour évaluer la durée de vie en fatigue des différentes éprouvettes**. L'ensemble des résultats présentés dans la suite ont donc été produits en considérant le 200^{ème} cycle en donnée d'entrée du modèle de fatigue.

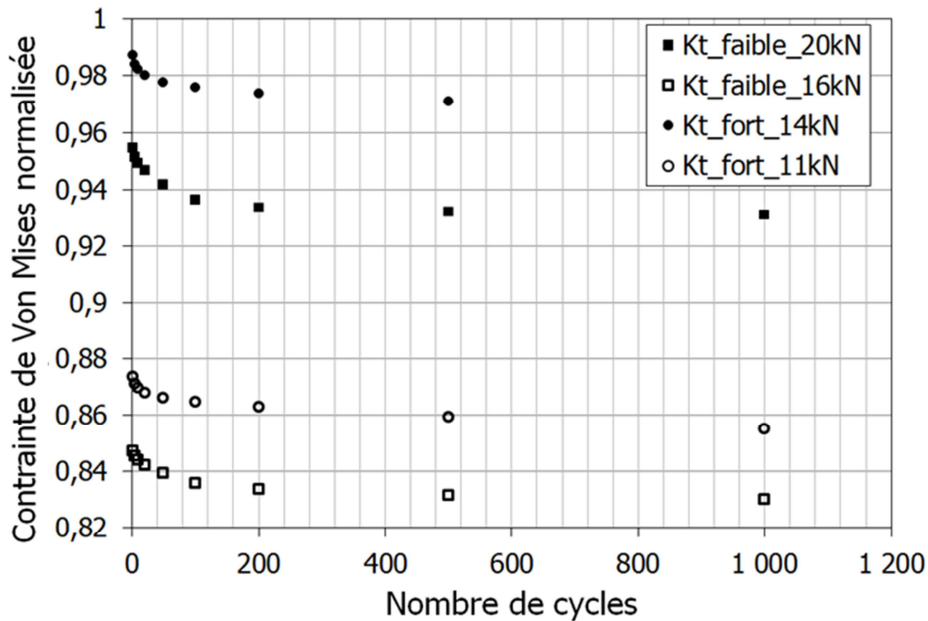


Figure VI-17. Convergence du calcul pour différentes géométries d'éprouvettes.

VI.2.2.2 Résultats sur les éprouvettes à concentration de contraintes

Une fois le modèle de fatigue identifié et les éprouvettes à concentration de contraintes modélisées, une simulation des essais est réalisée. Une fois le cycle stabilisé atteint (200 cycles), le post traitement en durée de vie est appliqué en utilisant les paramètres identifiés au paragraphe précédent et correspondant au modèle présenté Eq. VI-7 à Eq. VI-10.

La Figure VI-18 présente une comparaison de la durée de vie calculée en fonction de la durée de vie expérimentale. Les traits en pointillés représentent les valeurs à plus ou moins deux durée de vie. Comme exprimé précédemment, la modélisation sur éprouvettes cylindriques lisses est très satisfaisante puisqu'elle permet de bien prédire la durée de vie en fatigue des éprouvettes, pour différents rapports de charge. L'identification de la loi de comportement et du modèle de durée de vie est donc validée en uniaxial. En revanche, la modélisation sur éprouvettes à concentration de contraintes n'est pas satisfaisante. Le modèle sous-estime fortement la durée de vie pour les durées de vie longues, où l'écart entre la modélisation et l'expérience est supérieur à une décade.

L'éprouvette à concentration de contraintes, de par sa géométrie, induit un chargement multiaxial en fond d'entaille. Or, il a été montré par Bonnard et al. que le modèle utilisé dans ce travail, présente un conservatisme important, surtout lorsque le chargement est equibiaxial [Bonnard et al., 2011]. Le niveau de triaxialité des contraintes¹² calculé en fond d'entaille, pour les deux géométries d'éprouvettes concernées (et pour différentes conditions de chargement), est compris entre 0,5 et -0,33, ce qui ne permet pas d'expliquer le conservatisme observé.

Deux principaux facteurs peuvent être à l'origine de ce conservatisme : un effet d'entaille ou/et un effet d'échelle.

L'effet d'entaille ou effet de gradient de contrainte désigne l'augmentation de la résistance à la fatigue avec l'augmentation de la sévérité de l'entaille, c'est-à-dire du gradient de contrainte. En d'autres termes, pour

¹² Le taux de tri-axialité des contraintes est défini comme le rapport entre la contrainte isostatique et la

contrainte équivalente de Von Mises $t_{eq} = \frac{\frac{1}{3}(T\bar{\sigma})}{\sigma_{eq}^{VM}}$

un même état de contraintes en fond d'entaille, l'éprouvette ayant le facteur de concentration de contraintes K_t le plus élevé aura la plus grande durée de vie.

L'effet d'échelle représente le fait que la probabilité de rupture d'une éprouvette en présence de défauts (grains plus grands que la moyenne, inclusions, porosité) est liée à la taille du volume sollicité. Plus le volume sollicité est important, plus la probabilité de trouver un défaut est grande. Cet effet se traduit généralement par le fait que la durée de vie est augmentée pour une contrainte nominale donnée, lorsque le volume sollicité diminue. Ainsi, ces effets sont souvent étudiés lors du passage de l'échelle d'une éprouvette à la pièce, en dehors de tout effet lié à la présence de concentration de contraintes. La prise en compte de ces effets de volumes dans la modélisation peut s'effectuer par différentes approches qui seront détaillées dans la suite de ce chapitre.

Dans le cas de cette étude, la géométrie des éprouvettes diffère en termes de taille et de gradient de contrainte en fond d'entaille. Les deux effets cités ici peuvent donc, tous les deux, participer à l'augmentation de la durée de vie en fatigue.

La présence de ces deux effets a donc été investiguée afin d'améliorer la modélisation proposée.

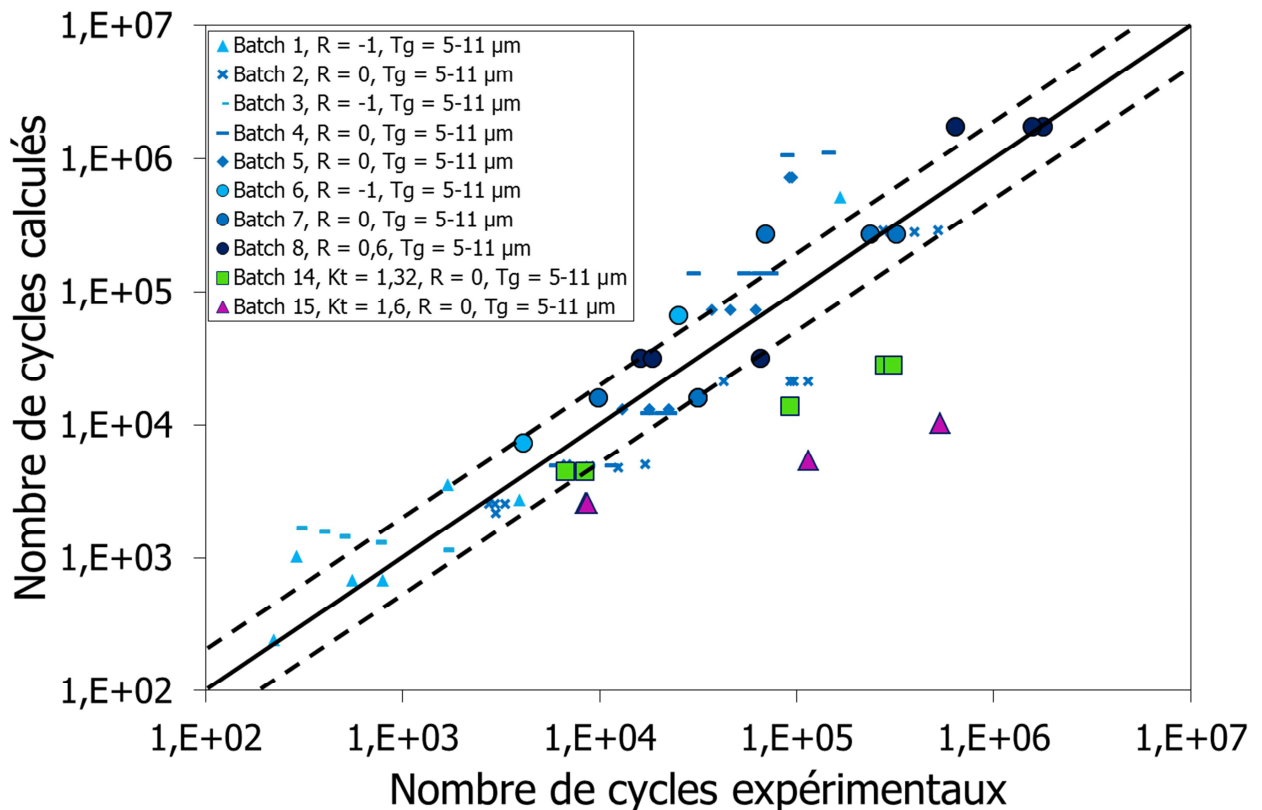


Figure VI-18. Durée de vie calculée exprimée en fonction de la durée de vie expérimentale pour les essais sur éprouvettes lisses, à $K_{t1,32}$ et $K_{t1,6}$.

VI.2.3 Synthèse

Suite aux données expérimentales acquises dans la section VI.1, un modèle déterministe a été identifié à partir des essais réalisés sur les éprouvettes cylindriques lisses, à 550°C. Ce modèle, qui prend en compte les effets de contrainte moyenne, permet de bien prédire la durée de vie en fatigue des éprouvettes lisses lorsque la modélisation complète est appliquée (simulation du comportement et post traitement en fatigue).

En revanche, il apparaît que le modèle déterministe proposé est trop conservatif lorsqu'il est appliqué sur les éprouvettes à concentration de contraintes. Deux principaux facteurs ont été identifiés comme pouvant être à l'origine de ce conservatisme : un effet d'entaille ou/et un effet d'échelle. Il est donc proposé dans la suite de prendre en compte ces deux effets dans la modélisation.

VI.3 Mise en place d'un modèle probabiliste

VI.3.1 Identification des effets d'entaille et d'échelle sur l'Inconel 718

VI.3.1.1 Effet d'entaille

Chen et al. puis Amargier ont montré que l'Inconel 718 est sensible aux effets d'entaille notamment à haute température [Chen et al., 1999; Amargier, 2011]. La prise en compte de ces effets apparaît donc indispensable dans la modélisation de pièces présentant des fortes concentrations de contraintes induites par la géométrie de la pièce.

Pour évaluer si le gradient de contraintes peut être à l'origine du conservatisme du modèle, les profils de contraintes effectives obtenus en fond d'entaille sont représentés pour des contraintes nominales égales à 625 MPa et 440 MPa, respectivement pour les éprouvettes $K_{t_{1,32}}$ et $K_{t_{1,6}}$ (Figure VI-19). Il en résulte que l'éprouvette à $K_{t_{1,32}}$ présente un gradient de contrainte effective dans la profondeur inexistant. Dans le même temps, la variation de contrainte effective (définie Eq. VI-7) dans les trois cents premiers microns est inférieure à 8 % pour l'éprouvette à $K_{t_{1,6}}$. On notera que le gradient de contrainte est le plus important pour des profondeurs supérieures à 300 μm . Ceci est dû à la plastification en fond d'entaille qui réduit l'augmentation de la contrainte induite par l'entaille.

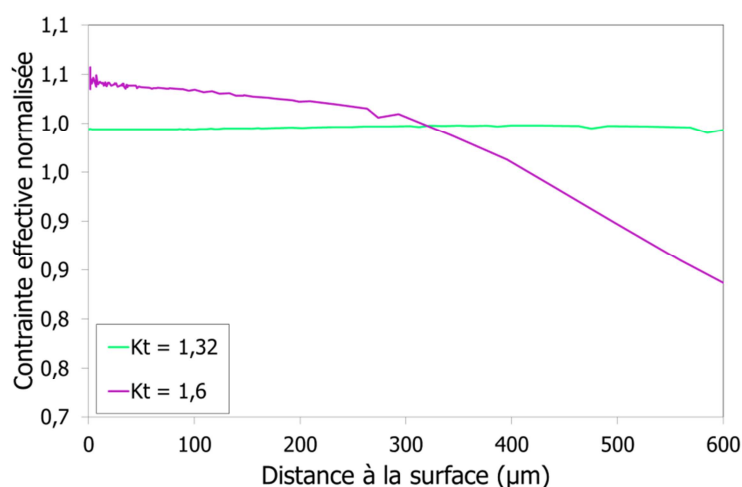


Figure VI-19. Gradient de contrainte effective dans l'épaisseur sur les éprouvettes à K_t .

De par ces résultats, il est donc difficilement concevable que l'effet d'entaille soit, à lui seul, responsable du conservatisme du modèle, notamment pour les essais sur les éprouvettes $K_{t_{1,32}}$.

Pour s'en assurer, il est proposé d'essayer de le prendre en compte dans la modélisation.

Différentes méthodes ont été proposées depuis les années 1940 pour améliorer la prise en compte des effets de gradients. Les plus anciennes consistent à évaluer le facteur de concentration de contrainte en fatigue K_f à partir du facteur de concentration de contrainte élastique K_t ([Neuber, 1946; Heywood, 1955; Peterson, 1961]). Elles présentent l'avantage d'être relativement simples mais s'avèrent inadéquates pour caractériser une entaille puisque si l'on considère deux géométries d'éprouvettes différentes, ces facteurs peuvent être identiques même si les limites de fatigue expérimentales diffèrent.

De nombreux critères basés sur les approches non locales ont été développées pour évaluer de façon plus précise l'influence du gradient de contrainte sur la durée de vie en fatigue et sont référencées dans [Kaminski, 2007]. Dans sa thèse, Kaminski s'est particulièrement intéressée à trois méthodes non locales faisant appel à la notion de distance critique développée par Neuber et Peterson [Neuber, 1961; Peterson, 1961]. Ces approches utilisent, soit la contrainte à une certaine distance du point le plus sollicité (méthode du point), soit la contrainte moyenne sur une longueur donnée (méthode de la ligne) ou sur un volume donné (méthode du volume). Une étude de sensibilité par rapport à différents paramètres (loi utilisée, nombre de cycles considérés pour atteindre l'état mécanique stabilisé, ...) a permis d'identifier la méthode la plus prédictive. La méthode la plus efficace est celle du volume appliquée après un calcul élasto-visco-plastique. De plus, elle présente l'avantage d'être peu sensible au nombre de cycles appliqué pour atteindre le régime stabilisé. Cette approche a également été utilisée avec succès dans la thèse de Morançais pour prédire la durée de vie d'éprouvettes à concentration de contraintes et grenillées en AM1 [Morançais, 2016].

Le principe de la méthode est de réaliser le calcul de durée de vie sur un champ moyenné. Avant le post traitement de durée de vie, le champ de contraintes obtenu après un calcul élasto-visco-plastique est intégré sur un volume représentatif V du matériau de rayon r (sphère en 3D, cercle en 2D) tel que :

$$\langle \sigma(r) \rangle = \frac{1}{V} \int_V \sigma dV \quad \text{Eq. VI-14}$$

La moyenne n'est réalisée que sur la partie de matière située dans le solide, si bien que la formulation exacte de la moyenne est plutôt donnée par :

$$\langle \sigma(x) \rangle = \frac{1}{\Omega^*(x)} \int_{\Omega_r(x)} \sigma(y) dy \quad \text{Eq. VI-15}$$

Où $\Omega_r(x)$ est le domaine de rayon r centrée sur x et $\Omega^*(x)$ représente le volume effectif de matière du domaine $\Omega_r(x)$:

$$\Omega^*(x) = \int_{\Omega_r(x)} dy \quad \text{Eq. VI-16}$$

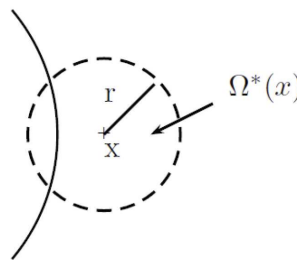


Figure VI-20. Représentation du domaine $\Omega_r(x)$ de rayon r centré en x [Kaminski, 2007].

La longueur caractéristique du rayon à prendre en compte dans la modélisation est censée être une caractéristique relative à la taille de fissure prédite, donc indépendante de la géométrie de l'éprouvette. En revanche elle est dépendante du matériau et de la température.

A partir des essais réalisés sur éprouvette à concentration de contraintes il est donc proposé d'identifier une longueur caractéristique de l'effet de gradient qu'il serait nécessaire de prendre en compte pour prédire correctement la durée de vie des éprouvettes à concentration de contraintes en considérant la méthode du volume exposée ci-dessus. Sa caractérisation peut s'effectuer à partir d'essais de fatigue sur éprouvettes trouées, avec différents diamètres de trous, et sur éprouvettes à concentration de contraintes.

Aucune donnée n'a pu être trouvée concernant l'Inconel 718 dans la littérature. Seules les données disponibles dans la thèse ont donc été utilisées.

A partir des essais obtenus sur éprouvettes à concentration de contraintes et sur éprouvettes lisses, les efforts qu'il est nécessaire d'appliquer pour obtenir une durée de vie en fatigue identique sont déterminés. Nous supposons pour cela une évolution linéaire de la durée de vie en fonction de la contrainte nominale dans un diagramme bi-logarithmique. Deux durées de vies ont été choisies pour appliquer cette approche, 8000 cycles et 400 000 cycles. Ceci permet de réaliser l'étude pour deux niveaux de chargements différents. Ainsi, les valeurs de contraintes nominales normalisées pour atteindre 8000 cycles sont respectivement de 0,63 et 0,55 pour les éprouvettes à $K_{t1,32}$ et $K_{t1,6}$ comme expliqué Figure VI-21. Pour atteindre 400 000 cycles, les valeurs de contrainte appliquées au loin sont respectivement de 0,49 et 0,45 pour les éprouvettes à $K_{t1,32}$ et $K_{t1,6}$.

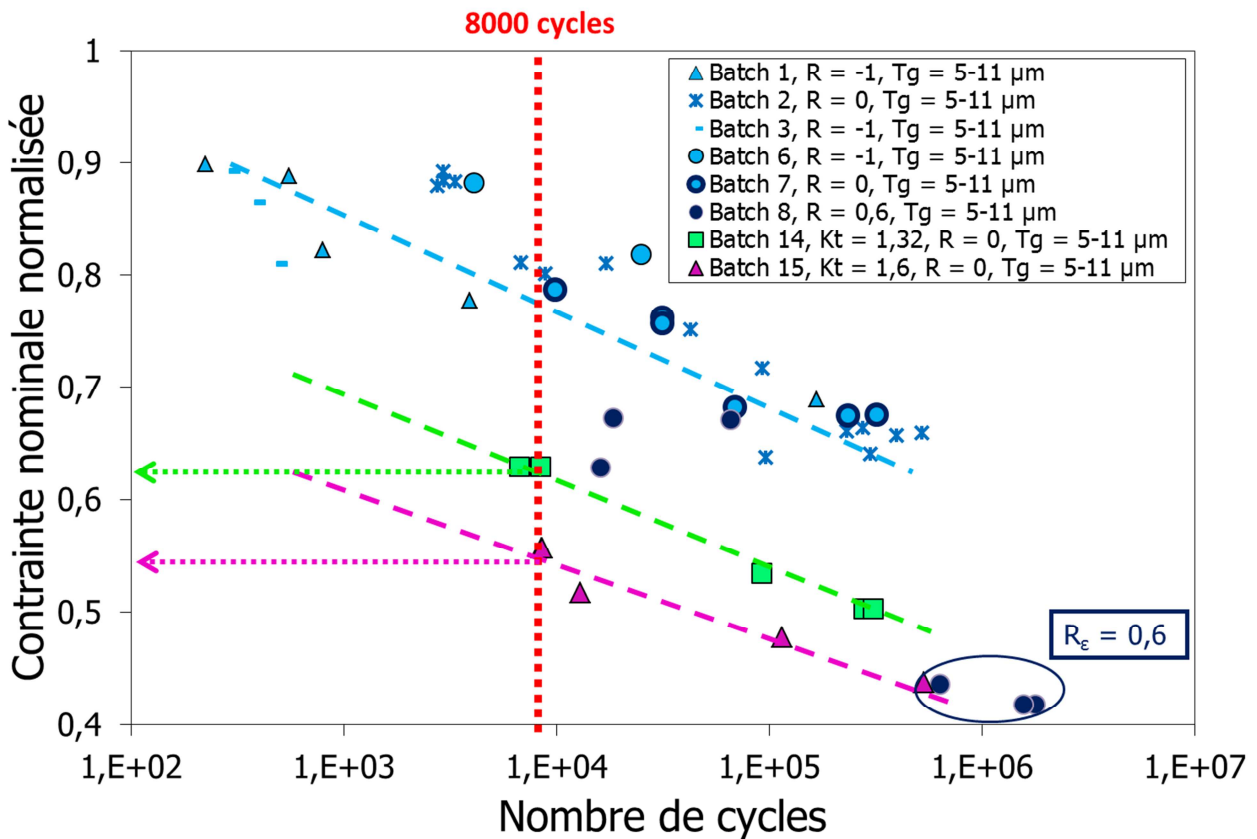


Figure VI-21. Détermination du chargement à appliquer pour atteindre une durée de vie de 8000 cycles.

Une fois les chargements déterminés, ceux-ci sont appliqués aux éprouvettes et un calcul élasto-viscoplastique est réalisé. A partir des champs mécaniques obtenus au cycle stabilisé (200 cycles), il est alors possible d'appliquer la méthode en utilisant différentes valeurs de la longueur caractéristique. A noter que la moyenne est ici réalisée sur les contraintes. D'autres méthodes consistent à réaliser cette moyenne après le post traitement en fatigue sur une variable d'endommagement par exemple.

Une fois la méthode appliquée pour différentes longueurs caractéristiques il est alors possible de tracer l'évolution du nombre de cycles à amorçage prédit, en fonction de la longueur caractéristique utilisée pour réaliser le post traitement (Figure VI-22). Le rayon d'intégration correspond alors à l'intersection des courbes d'évolution de N_f en fonction du rayon d'intégration pour les deux éprouvettes à concentration de contraintes. De ce fait, s'il existe un effet d'entaille et uniquement un effet d'entaille alors, il existe un rayon caractéristique qui permet d'obtenir la durée de vie visée pour les deux géométries testées.

Pour la durée de vie visée de 8000 cycles, l'intersection des deux courbes intervient pour une longueur caractéristique de 450 μm et la durée de vie prédite est de 4000 cycles.

Pour la durée de vie visée de 400000 cycles, l'intersection des deux courbes intervient pour une longueur caractéristique de 250 μm et conduit à une durée de vie estimée de 35000 cycles.

Deux enseignements majeurs sont à tirer de cette étude. La longueur caractéristique calculée selon la méthode est dépendante du niveau d'effort appliqué, et la durée de vie prédite reste très inférieure à la durée de vie expérimentale. **L'effet de gradient ne peut donc pas expliquer à lui seul, le conservatisme de la durée de vie estimée, des éprouvettes à concentration de contraintes.**

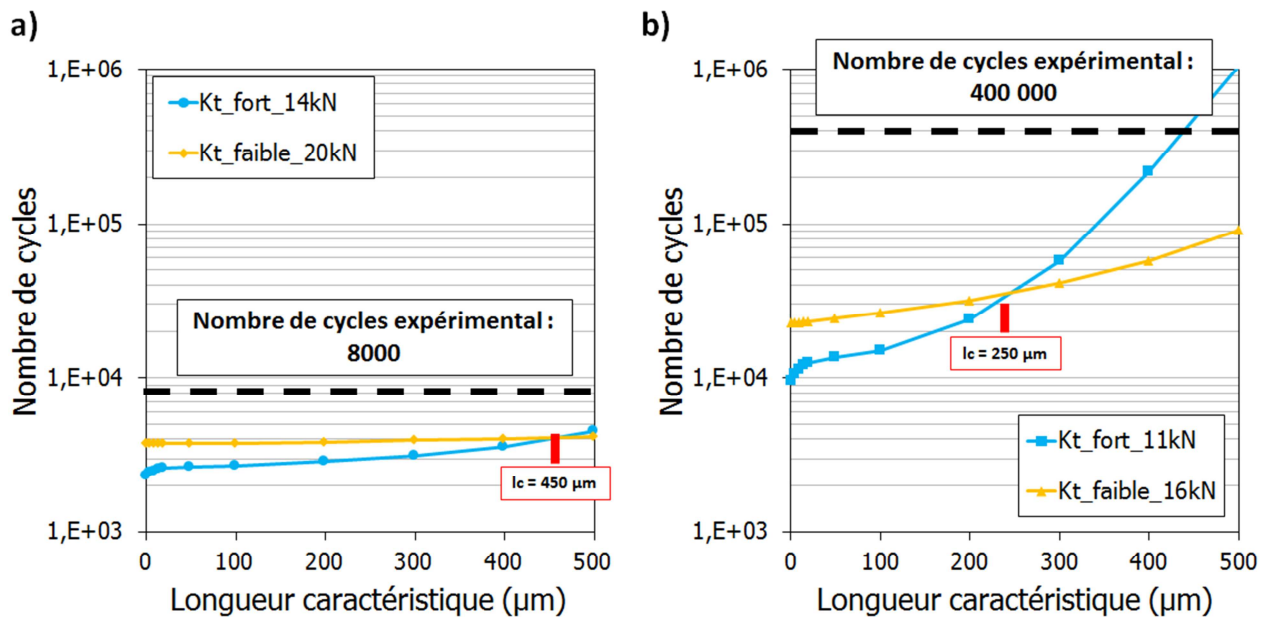


Figure VI-22. Identification d'une longueur caractéristique permettant de prendre en compte l'effet de gradient.

VI.3.1.2 Effet d'échelle

Pour prendre en compte les effets d'échelle ou de taille, il est souvent nécessaire de changer d'approche et d'appliquer un modèle probabiliste. Deux approches sont exploitées dans la littérature : l'approche directe et l'approche indirecte.

L'approche directe consiste à modéliser l'aléa à sa source en utilisant une caractérisation des défauts présents dans le matériau. La grandeur la plus régulièrement reliée à la dispersion en amorçage est alors la limite d'endurance. Les approches de type changement d'échelle probabilistes se focalisent essentiellement sur cette grandeur avec des modélisations de type « maillon le plus faible ». Elles conduisent généralement à la prévision d'une distribution weibullienne de la limite d'endurance [Hild et al., 1992; Agha et al., 1998; Bomas et al., 1999; Chantier et al., 2000; Delahay, 2004; Morel et al., 2005; Delahay et al., 2006; Doudard et al., 2007; Norberg et al., 2007].

Cette approche directe a également été investiguée par Alexandre pour prédire la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718 DA à 600°C, où des amorçages en surface et en interne avaient été observés [Alexandre, 2004]. Alexandre a donc mis en place une approche surfacique et une approche volumique. La Figure VI-23 représente les courbes, issues de ses travaux, obtenues en appliquant une approche surfacique. Ces courbes représentent les probabilités de présence d'au moins une particule (grain ou inclusion) de taille a supérieure à une taille donnée a_0 pour différentes surfaces investiguées dans le cas d'un Inconel 718 DA. Les surfaces alors investiguées correspondent grossièrement aux différentes surfaces des éprouvettes testées dans cette thèse :

- 1 mm² : surface représentative de la zone sollicitée d'une éprouvette à forte concentration de contraintes, représentative d'une valeur de Kt égale à 1,6 ;

- 10 mm² : surface représentative d'une éprouvette à concentration de contraintes moins sévère, représentative d'une valeur de K_t égale à 1,32 ;
- 100 mm² : surface caractéristique des éprouvettes de fatigue lisse ;
- 10000 mm² : ordre de grandeur de la surface de la totalité des alvéoles de fixation des aubes d'un disque de turbine.

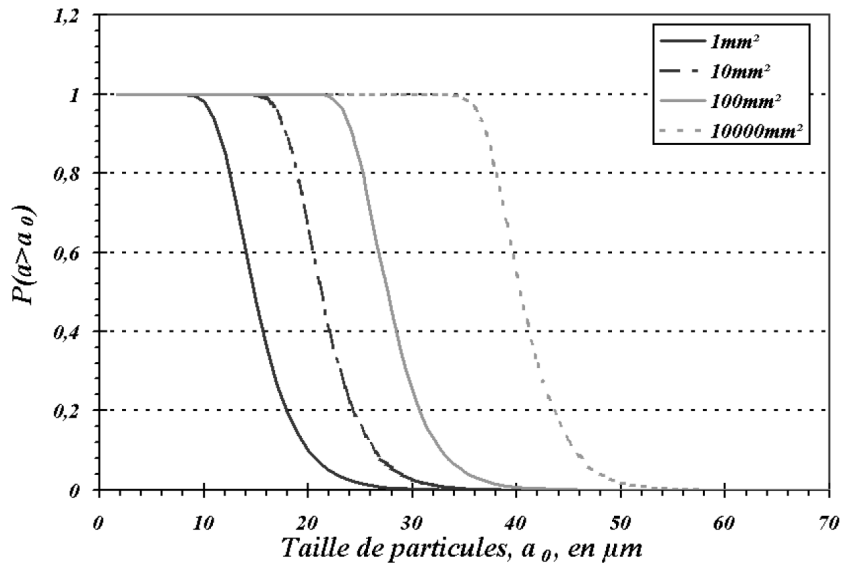


Figure VI-23. Courbes des probabilités de présence d'au moins une particule de taille, a supérieure à une taille donnée, a_0 pour différentes surfaces observées [Alexandre, 2004].

Plus la surface représentative de la zone sollicitée est faible, plus la probabilité de trouver une particule supérieure à une particule critique a_0 donnée est réduite. Par exemple, la probabilité de trouver une particule supérieure à 30 μm est nulle pour l'éprouvette qui présente une forte concentration de contraintes, égale à environ 5 % pour l'éprouvette à faible concentration de contraintes et d'une valeur de 50 % pour l'éprouvette de fatigue lisse. De ce fait, l'éprouvette présentant la probabilité la plus faible, de trouver une particule supérieure à une taille donnée, possède une durée de vie plus importante.

Par opposition aux approches directes, il existe des approches indirectes pour lesquelles on ne dispose que de mesures de durées de vies (N) et d'estimations de chargement ($\sigma_{a_{eff}}$) comme c'est le cas dans cette étude. Bien que limitatif, ce type d'approche est relativement courante et permet notamment de décrire un régime de durée de vie allant de 10^3 à 10^6 cycles. Pour ces approches, le choix de la probabilisation porte cette fois sur le logarithme de la durée de vie de l'élément de volume (ou de surface) [Guédé, 2005; Perrin, 2008; Echard, 2012; Karlén et al., 2012].

L'hypothèse majoritaire, est celle d'une distribution gaussienne concernant l'évolution du logarithme du nombre de cycles $\log N$ (loi log-normale), associée à une évolution de la durée de vie moyenne $\overline{\log N}$ en loi puissance de S (loi de Basquin). Cependant, ces lois ne sont pas bien adaptées à la prise en compte des effets d'échelle. Il est dans ce cas préférable de se placer sous l'hypothèse d'une évolution de type weibullienne pour $\log N$ [Weibull, 1939; Weibull, 1951], comme cela a été réalisé récemment [Karolczuk et al., 2013]. De plus, ayant un nombre de données limité, l'utilisation d'une distribution log-Weibull dont la dissymétrie et l'épaisseur de queues de distribution sont plus pénalisantes qu'une loi normale, représente un choix conservatif. **Un modèle de type log-Weibull est donc retenu pour cette étude.**

Dans le cadre de ce modèle, la probabilité d'observer un cas pour lequel le logarithme de la durée de vie est inférieur ou égale à $\log N$ s'écrit :

$$P(\log N) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\log N}{\mu} \right)^m \right] \quad \text{Eq. VI-17}$$

Où :

- m est le module de Weibull. Il caractérise la dispersion de la durée de vie, c'est-à-dire, le rapport entre l'écart-type de la distribution et sa moyenne $\text{std}(\log N) / \overline{\log N}$, ce ratio étant également appelé Coefficient de Variation (CV). Plus m est petit, plus l'intervalle de durée de vie est étendu. m est sans dimension.
- μ représente le facteur d'échelle. Il est proche de la durée de vie moyenne $\overline{\log N}$ avec une différence maximale de 10 % pour m compris entre 1 et 20. De l'équation Eq. VI-17, il vient que la probabilité d'avoir $\log N$ inférieur à μ est indépendante de m et vaut $P(\mu) = 1 - \exp(-(\mu/\mu)^m) = 1 - \exp(-1) = 0,632$.

De plus, en traçant l'évolution du logarithme de la contrainte effective en fonction du nombre de cycles pour l'ensemble des données expérimentales obtenues dans la thèse, pour la microstructure DA, on s'aperçoit que la relation est relativement linéaire (Figure VI-24).

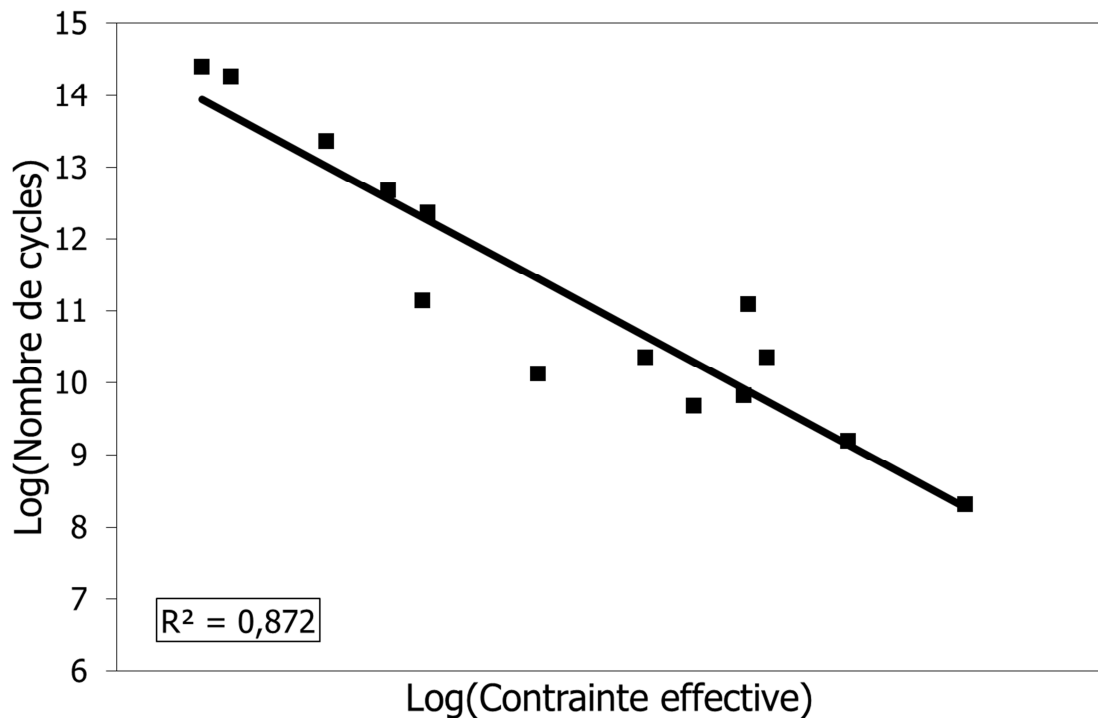


Figure VI-24. Définition des propriétés du facteur d'échelle.

Le facteur d'échelle μ peut donc être exprimé en fonction du critère de fatigue multiaxial, développé précédemment, et il est alors possible d'utiliser l'hypothèse classique de Basquin dans le domaine de durée de vie visé, compris entre 10^3 et 10^7 cycles. Le facteur d'échelle s'écrit ainsi :

$$\sigma_{a\text{eff}} \approx C N^{-\beta} \rightarrow \mu = -\frac{1}{\beta} \log \sigma_{a\text{eff}} + \frac{1}{\beta} \log C \quad \text{Eq. VI-18}$$

Le facteur d'échelle μ présente donc une évolution linéaire dans un diagramme $\log N - \log \sigma_{aeff}$.

Il faut également remarquer que la valeur moyenne de durée de vie $\overline{\log N}$ est reliée au facteur d'échelle par l'intermédiaire d'une fonction gamma dépendante de la valeur du module de Weibull et constante pour un matériau donné :

$$\overline{\log N} = \mu \Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right) \quad \text{Eq. VI-19}$$

Avec :

$$\Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right) = \frac{1}{m}! \quad \text{Eq. VI-20}$$

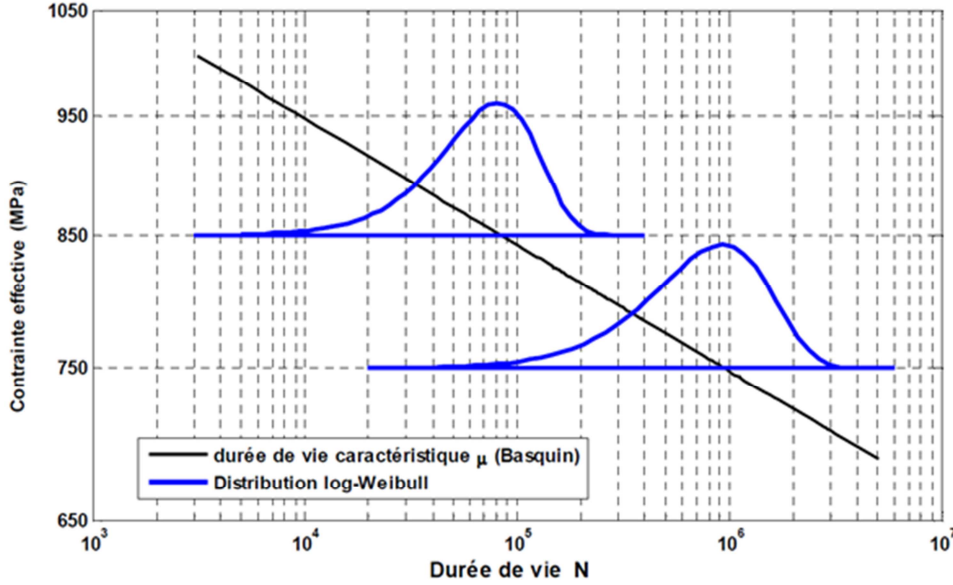


Figure VI-25. Illustration schématique du modèle probabiliste choisi.

Le fait de choisir $\mu \approx f(\sigma_{aeff})$ et m constant correspond à ce que l'on appelle un modèle de durée de vie accéléré [Lawless, 2003]. La dispersion augmente de façon proportionnelle à μ et donc à $\overline{\log N}$:

$$std(\log N) = \mu \sqrt{\Gamma\left(1 + \frac{2}{m}\right) - \Gamma^2\left(1 + \frac{1}{m}\right)} \quad \text{Eq. VI-21}$$

A noter que certains auteurs introduisent également une variation du module de Weibull m avec le chargement [Karolczuk et al., 2013] dans le but d'inclure le régime de fatigue oligocyclique, domaine des durées de vie courtes avec plastification cyclique, chose qui n'est pas fait ici par manque de données.

Il est enfin primordial de noter que le facteur d'échelle μ est également associé au volume V_0 et/ou à la surface S_0 des éprouvettes testées qui comportent des populations de défaut en rapport avec ces valeurs :

$$\mu = f(\sigma_{aeff}, V_0, S_0) \quad \text{Eq. VI-22}$$

Ce facteur μ correspond ici aux éprouvettes lisses sur lesquelles le modèle a été identifié. Le volume ou la surface considéré est donc la partie utilisée des éprouvettes cylindriques lisses.

Méthode d'identification

Pour déterminer les paramètres statistiques de la loi de Weibull, il existe plusieurs méthodes. Parmi lesquelles, on peut citer la méthode du maximum de vraisemblance [Fisher, 1925], la méthode des moments [Hansen, 1982] et la méthode d'ajustement à une distribution empirique. Cette dernière est la plus utilisée dans la littérature. Cependant, elle nécessite d'avoir un nombre de données significatif pour un nombre de cycle donné.

La méthode de maximum de vraisemblance, dont le principe est détaillé en annexe page 264, a été retenue pour identifier les paramètres de la loi de Basquin C et β , et le module de Weibull m . Cette méthode a été implémentée dans le logiciel Matlab à l'Onera lors d'un précédent projet et s'inspire grandement des travaux de Prudente et al. [Prudente et al., 2010].

La Figure VI-26 présente le modèle probabiliste identifié. En utilisant l'équation Eq. VI-17, il est possible de déterminer la probabilité de rupture d'une éprouvette pour un chargement donné. Ainsi trois courbes de probabilité de rupture (verte, noire et rouge) sont représentées : 10 %, 50 % ou 90 %. Cette représentation sera toujours utilisée de cette manière dans la suite du manuscrit.

Le modèle probabiliste est comparé au modèle déterministe identifié au paragraphe VI.2.1 et aux données expérimentales. On observe bien que le modèle probabiliste suit une évolution linéaire alors que ce n'est pas le cas pour le modèle déterministe. Cette évolution est due à l'utilisation d'une loi de Basquin présentant un seul potentiel (Eq. VI-18), alors que le modèle déterministe en compte deux pour décrire les régimes à forte et faible déformation plastique (Eq. VI-6). Le passage à un seul potentiel ne semble pas être néfaste pour la plage de durée de vie visée, supérieure à 10^4 cycles. En revanche, le passage à un seul potentiel est néfaste si l'on souhaite prédire efficacement la durée de vie en fatigue des durées de vie inférieures à 10^3 cycles.

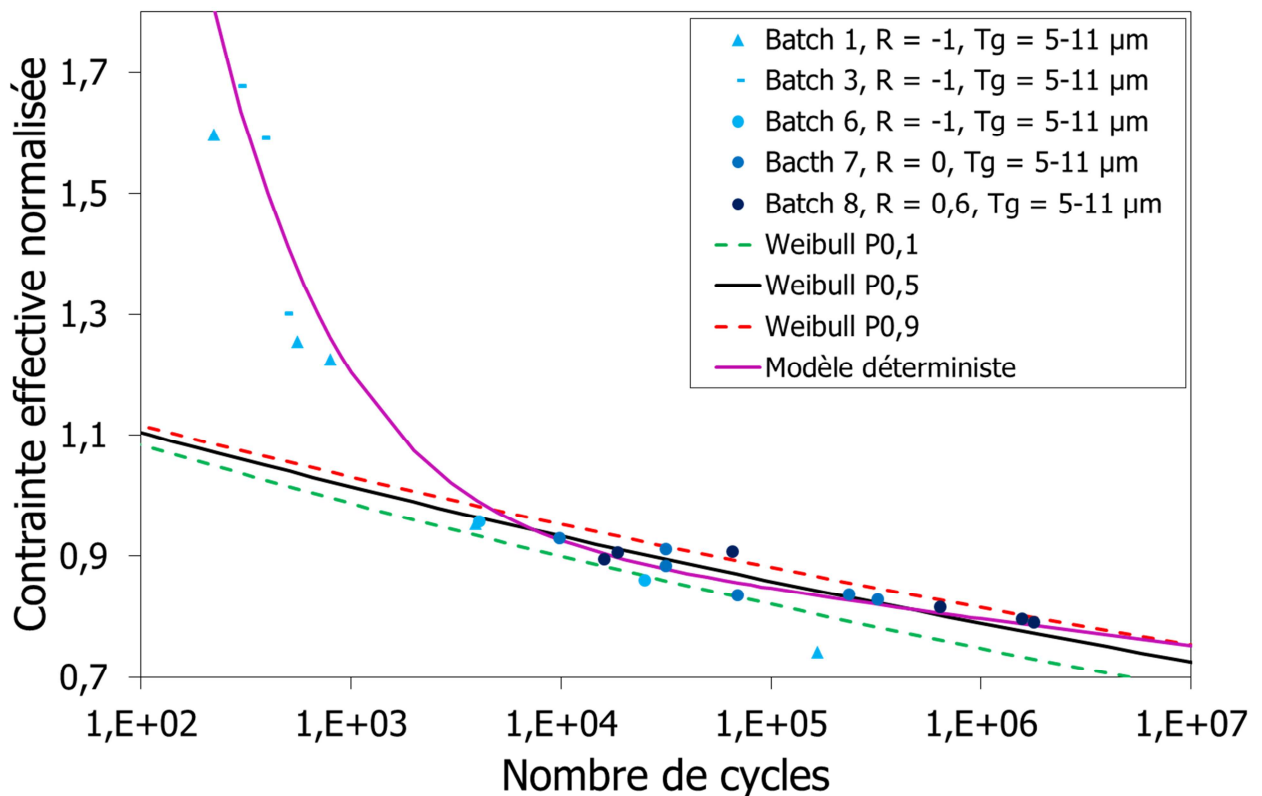


Figure VI-26. Modèle de Weibull comparé aux données expérimentales.

Il est important de noter que l'estimation du module de Weibull est classiquement biaisée lorsque l'on identifie une « simple » loi de Weibull unidimensionnelle. En effet, dans le cas où le nombre de mesures est limité (<50), le module de Weibull est surestimé de façon significative. Pour le corriger, des coefficients correctifs peuvent être appliqués [ASTM_C1239-07]. Ce biais existe également dans le contexte de cette

étude de régression weibullienne sur le logarithme de la durée de vie. Des corrections analytiques existent mais sont plus délicates à mettre en œuvre [Prudente et al., 2010]. Aussi, l'estimation du biais de mesure peut être effectuée à l'aide de la technique de bootstrap, qui permet d'estimer l'incertitude d'identification liée aux faible nombre de mesures [Efron et al., 1993]. Cette méthode n'a cependant pas été mise en œuvre par manque de temps et pourrait permettre d'améliorer la précision de la modélisation qui est présentée dans la suite.

VI.3.1.3 Synthèse concernant les effets d'entaille et d'échelle

En appliquant des méthodes proposées dans la littérature pour prendre en considération les effets d'entaille dans la modélisation, il apparaît clairement que celles-ci sont inefficaces pour prédire correctement la durée de vie en fatigue d'éprouvettes à concentration de contraintes en ce qui concerne l'Inconel 718.

Il apparaît donc que **les effets d'échelle sont prépondérants par rapport aux effets d'entaille**. De ce fait, il apparaît indispensable de les prendre en compte. Pour cela, un modèle probabiliste de type log-Weibull a été mis en place et les paramètres de la loi de Basquin ont été identifiés en s'appuyant sur les données expérimentales.

Il est à présent proposer d'évaluer la capacité du modèle probabiliste à prédire la durée de vie en fatigue des éprouvettes à concentration de contraintes.

Bien qu'un amorçage systématique a été observé sur les éprouvettes à concentration de contraintes, il est proposé d'écrire le modèle en tenant compte des effets volumiques, afin de prendre en compte l'effet de gradient, notamment présent pour les éprouvettes présentant la plus forte concentration de contraintes.

VI.3.2 Prise en compte des effets d'entaille et d'échelle dans la modélisation de la durée de vie des éprouvettes à concentration de contraintes

Pour rendre compte des effets d'entaille et d'échelle dans la modélisation, le modèle de Weibull est à présent utilisé en intégrant les effets de volume. L'approche utilisée est de type « maillon le plus faible » basée sur la description probabiliste de la durée de vie de chaque élément fini i ou point de Gauss du modèle. Cette méthode permet notamment d'éviter une simulation coûteuse de type Monte-Carlo. Celle-ci consisterait à tirer au sort une durée de vie pour chaque élément fini en rapport avec son chargement et son volume et à déterminer la plus faible, l'approche complète devant être répétée un grand nombre de fois pour déterminer une distribution de probabilité.

L'approche proposée est similaire à l'approche proposée récemment par Karolczuk [Karolczuk et al., 2013]. Elle s'appuie sur une intégration numérique grandement simplifiée par l'utilisation du modèle log-Weibull présenté et identifié précédemment. Elle se base sur une distribution volumique des défauts mais peut être aisément reformulée pour une distribution surfacique (en remplaçant la dépendance du volume à la surface).

Soit $P_i(N)$ la probabilité de survie de l'élément fini i pour un nombre de cycles inférieur à N . En supposant l'indépendance des mécanismes conduisant à la ruine de chaque élément (séparation des échelles), la probabilité de survie du modèle structural $P_s(N)$ s'écrit :

$$P_s(N) = \prod_{i=1}^{n_e} P_s^i(N) \quad \text{Eq. VI-23}$$

où n_e est le nombre d'éléments finis dans le modèle.

Le point clé de l'approche consiste à remplacer avantageusement l'expression Eq. VI-23 par une forme intégrale grâce au choix d'une forme exponentielle de la probabilité de survie :

$$P_s^i(N) = e^{-f^i(N)} \Rightarrow P_s(N) = \exp\left(-\sum_{i=1}^{n_e} f^i(N)\right) \quad \text{Eq. VI-24}$$

La loi de Weibull accélérée retenue pour la durée de vie correspond précisément à une forme exponentielle et permet ainsi d'obtenir ce type de simplification :

$$f^i(\log N) = \frac{V_e^i}{V_0} \left(\frac{\log N}{\mu(\sigma_{aeff}^i)} \right)^m \quad \text{Eq. VI-25}$$

Où V_e^i est le volume de l'élément i , V_0 est le volume des éprouvettes de fatigue pour laquelle la relation $\mu(\sigma_{aeff})$ a été identifiée et σ_{aeff}^i est la contrainte équivalente subie par l'élément i . On peut supposer celle-ci uniforme par élément ou faire le calcul pour chaque point de Gauss. La fonction f^i devient alors :

$$f^i(\log N) = \frac{V_g^i}{V_0} \left(\frac{\log N}{\mu(\sigma_{aeff}^i)} \right)^m \quad \text{Eq. VI-26}$$

Où le volume du point de Gauss est défini par :

$$V_g^i = \frac{V_e^i}{\text{Nombre de points de gauss dans l'élément}} \quad \text{Eq. VI-27}$$

On affecte ainsi aux points de gauss un même volume pour un élément donné. Avec cette formulation calculée aux points de Gauss on s'assure ainsi de bien prendre en compte le possible gradient de contrainte dans un même élément. Etant donné qu'une étude de convergence a été réalisée pour définir le maillage, la différence entre les deux méthodes de calcul ne doit pas être foncièrement différente. Ce point est discuté au paragraphe VI.3.3.

En revenant au cas général, il reste à introduire explicitement la loi de Basquin (Eq. VI-18), retenue pour décrire la dépendance au chargement, de la durée de vie caractéristique $\mu(\sigma_{aeff})$:

$$P(\log N) = 1 - \exp\left(-\sum_{i=1}^{n_e} \frac{V_g^i}{V_0} \left(\frac{\log N}{\frac{1}{\beta} (\log C - \log \sigma_{aeff}^{(i)})} \right)^m\right) \quad \text{Eq. VI-28}$$

Afin de déterminer le nombre de cycles pour une probabilité donnée l'Eq. VI-28 peut être inversée, ce qui donne :

$$N = \exp\left(\left(-\ln(1 - P(\log N)) \frac{1}{\sum_{i=1}^{n_e} \frac{V_g^i}{V_0} \left(\frac{1}{\mu(\sigma_{aeff}^i)}\right)^m}\right)^{\frac{1}{m}}\right) \quad \text{Eq. VI-29}$$

Un programme python, développé durant la thèse, permet le post traitement proposé ici, et ainsi évaluer la durée de vie pour une probabilité donnée. La Figure VI-27 présente le modèle de durée de vie obtenu pour les deux éprouvettes à concentration de contraintes. Les probabilités de ruptures égales à 0,1, 0,5 et 0,9 sont représentées en fonction du nombre de cycles. La courbe violette représente le modèle déterministe développé au paragraphe VI.2.1, qui ne tient compte, ni des effets de volume, ni des effets d'entaille, et qui induit un fort conservatisme.

Les données expérimentales semblent en accord avec la modélisation proposée puisque l'ensemble des points expérimentaux est compris entre les courbes définissant des probabilités de 0,1 et 0,9. La prédiction du modèle probabiliste est bien meilleure et moins conservatrice que le modèle déterministe.

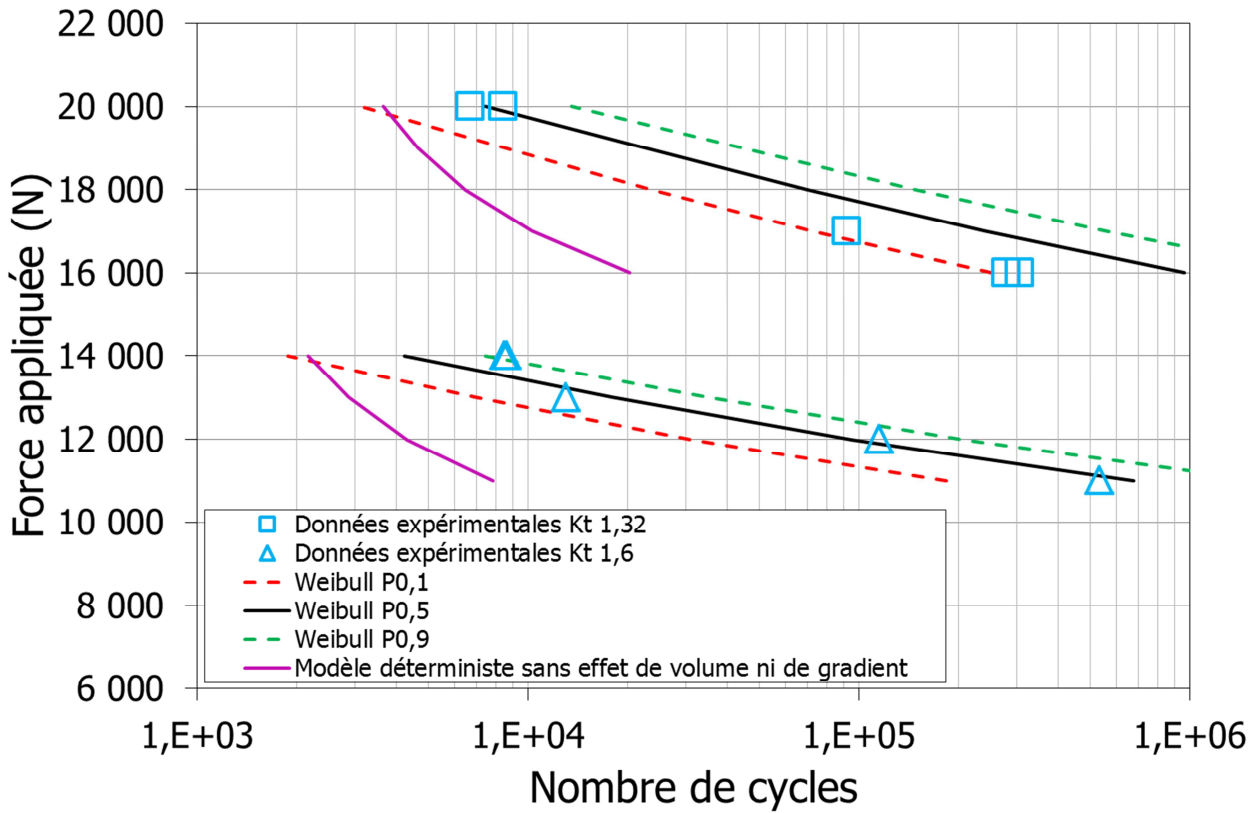


Figure VI-27. Prédiction de la durée de vie des éprouvettes à concentration de contraintes après application d'une approche de type Weibull en volume.

VI.3.3 Discussions sur le modèle retenu

L'objectif de ce paragraphe était de proposer une méthodologie permettant de prédire correctement la durée de vie en fatigue sur différentes géométries. Un premier modèle déterministe a été proposé. Ce modèle permet de prendre aisément en compte l'influence de la contrainte moyenne sur la durée de vie en fatigue. Cependant, il ne permet pas, à lui seul, de déterminer efficacement la durée de vie en fatigue sur éprouvettes à concentration de contraintes, les durées de vie estimées étant trop conservatives. La prise en compte des effets d'entaille, au travers d'une approche non locale de type moyenne volumique telle que proposée par Kaminski, est ici insuffisante [Kaminski, 2007].

L'étude de la littérature montre des effets d'échelle à 600°C sur de l'Inconel 718 DA [Alexandre, 2004]. Cet effet a donc été investigué. Une approche de type probabiliste a ainsi été mise en place et il a été décidé d'écrire le modèle de Weibull en introduisant une dépendance en volume. Cette approche suggère donc la présence d'amorçage interne. Ce choix peut être à priori contesté par deux points. L'identification est réalisée sur des éprouvettes lisses dont l'amorçage s'effectue principalement en surface. De plus, l'amorçage sur éprouvette à concentration de contraintes s'effectue également en surface. Il serait donc préférable d'utiliser une formulation écrite en surface.

Il semble donc important ici de justifier ce choix et de valider le modèle proposé. Bien que l'identification du modèle ait été réalisée sur des éprouvettes dont l'amorçage s'effectue principalement en surface, les paramètres de la loi de Basquin et le module de Weibull sont en réalité très proche pour les deux types d'amorçage¹³.

De plus, la mise en place d'une approche probabiliste, écrite en surface, représente des difficultés supérieures à l'approche probabiliste écrite en volume. Il est en effet nécessaire de définir précisément les points de Gauss qu'il faut considérer dans l'analyse de surface. Une procédure a été mise en place de façon manuelle pour les définir mais une sélection automatique des éléments et leur traitement est toutefois nécessaire pour améliorer l'approche.

La Figure VI-28 présente les résultats obtenus en utilisant cette méthode pour prédire la durée de vie en fatigue des éprouvettes à concentration de contraintes. Il apparaît que la durée de vie en fatigue des éprouvettes présentant la plus faible concentration de contraintes est très bien représentée par cette approche. En revanche, la modélisation semble trop conservatrice concernant l'éprouvette possédant la plus forte concentration de contraintes. On rappelle que cette éprouvette présente un gradient de contrainte important en fond d'entaille. De ce fait, lorsque l'on ne considère que les points de Gauss présents en surface, on ne prend pas en compte les possibles effets de gradient, qui sont directement pris en compte avec l'approche en volume [Flaceliere et al., 2004]. Pour améliorer l'approche probabiliste en surface, il pourrait donc être intéressant d'appliquer une approche non locale en volume au préalable, pour calculer les valeurs de contraintes effectives en surface.

Enfin, on rappelle que l'objectif est de mettre en place une méthodologie permettant d'évaluer la durée de vie en fatigue de structures grenillées. Ces dernières peuvent présenter des amorçages en interne suite à l'introduction des contraintes résiduelles (voir Chapitre 1). Si tel est le cas, l'approche volumique est dans ce cas relativement bien adaptée à l'application visée.

¹³ Source, Safran. Les données étant confidentielles, elles n'ont pas été transmises pour cette étude.

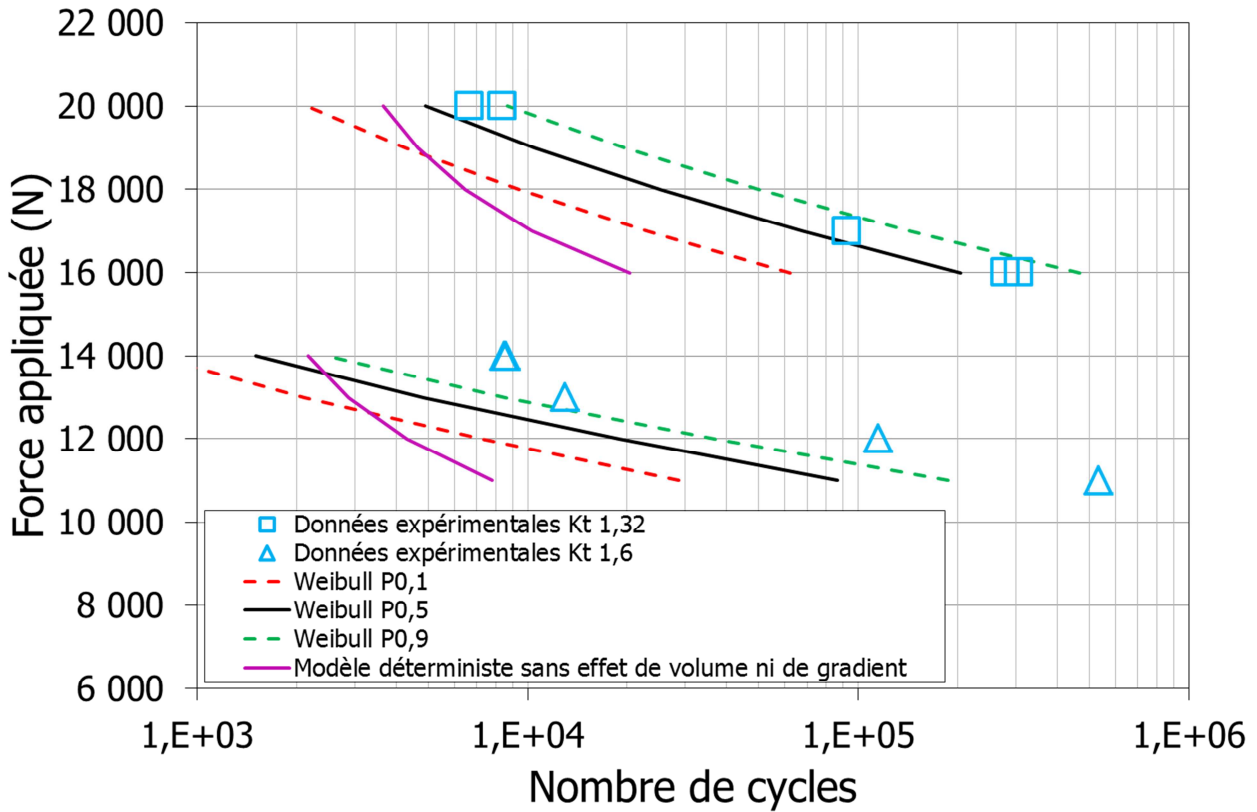


Figure VI-28. Prédiction de la durée de vie des éprouvettes à concentration de contraintes après application d'une approche de type Weibull en surface.

Il a été précisé que le calcul de la fonction f^i pouvait s'effectuer de deux manières. La première, qui a été utilisée jusqu'à présent, consiste à calculer cette fonction f^i en utilisant la contrainte effective déterminée en chaque point de Gauss. Chaque point de Gauss possède donc une valeur $f^i(\log N)$. Pour cela un volume fictif correspondant au volume de l'élément divisé par le nombre de point de Gauss est utilisé.

Une deuxième méthode consiste à considérer le volume de l'élément et calculer la valeur moyenne des contraintes effectives dans l'élément. Cette fois-ci, chaque élément possède une valeur $f^i(\log N)$. La comparaison de ces méthodes permet de définir si le calcul est suffisamment raffiné. En effet, dans le cas où le maillage est trop grossier, et en présence d'un fort gradient de contrainte, la moyenne effectuée en considérant un élément et non un point de Gauss, va sous-estimer la durée de vie. Pour s'en assurer les deux méthodes ont été implémentées et testées. Les courbes obtenues pour ces deux méthodes sont représentées Figure VI-29. Comme attendu, pour les deux géométries d'éprouvettes à concentration de contraintes, la différence entre les deux méthodes est infime puisque l'erreur commise en effectuant une moyenne sur l'élément est inférieure à 3 %. Cette analyse confirme que le maillage choisi est adapté à la mesure du gradient de contraintes obtenues pour ces géométries. L'utilisation de l'une ou l'autre des méthodes n'affecte donc pas le calcul dans ce cas précis. En revanche, le gradient de contraintes résiduelles étant encore plus marqué dans la profondeur, l'utilisation de la première méthode apparaît tout de même nécessaire, d'autant qu'elle n'ajoute aucune contrainte concernant le dépouillement des résultats.

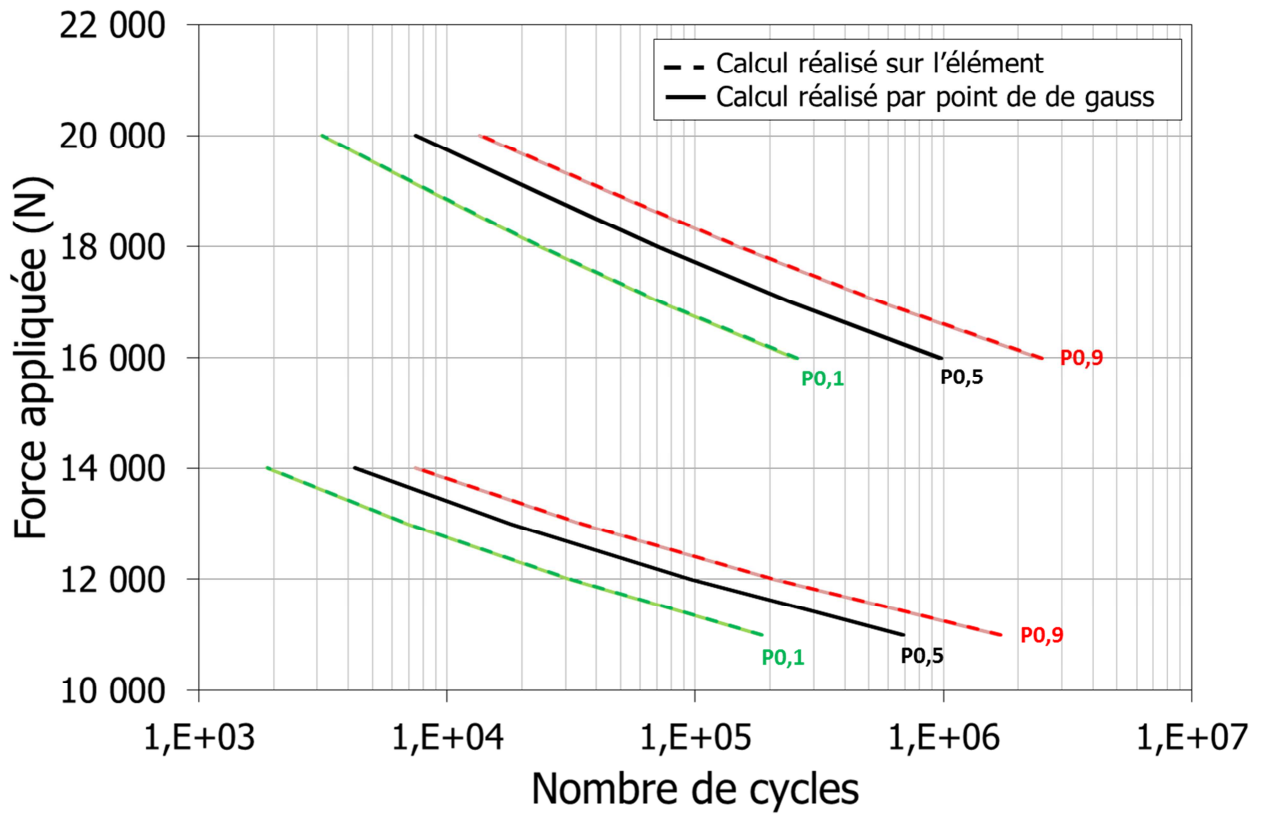


Figure VI-29. Comparaison des méthodes de calcul de la probabilité de rupture d'une éprouvette.

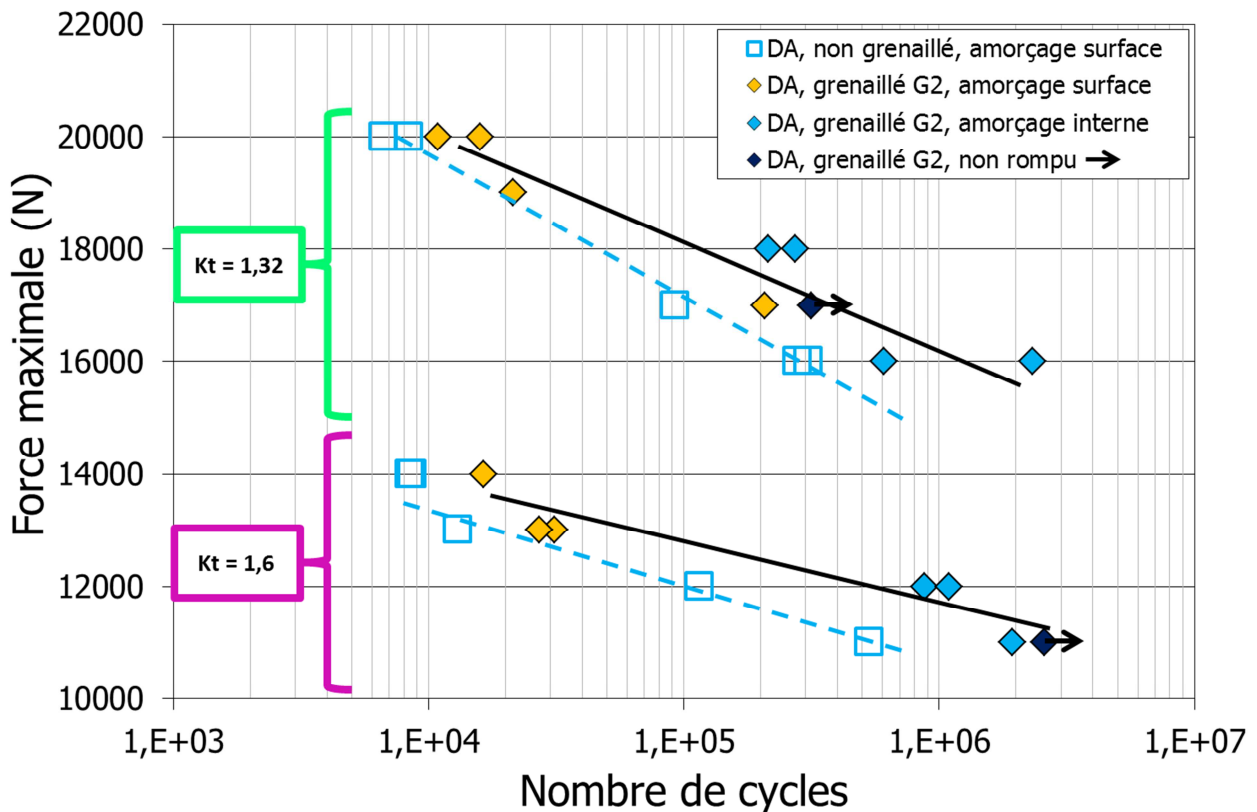
VI.4 Prédiction de la durée de vie en fatigue d'éprouvettes grenillées

VI.4.1 Analyse des résultats en fatigue sur éprouvettes grenillées

VI.4.1.1 Résultats sur éprouvettes à concentration de contraintes grenillées

Nous allons maintenant nous intéresser ici à la mise en place de la chaîne de modélisation proposée pour prédire la durée de vie en fatigue d'éprouvettes grenillées. Dans un premier temps, nous allons analyser les résultats expérimentaux de la campagne d'essais de fatigue sur éprouvettes à concentration de contraintes et de flexion grenillées, réalisée à 550°C sur de l'Inconel 718 DA, et sur la microstructure à gros grains. Les premiers paragraphes discutent des résultats expérimentaux en termes de durée de vie et de lieu d'amorçage en comparaison aux essais réalisés sur éprouvettes non grenillées. On rappelle que les essais sur ces éprouvettes ont été réalisés en effort imposé, à 550°C, pour un rapport de charge R_{effort} nul et une fréquence d'essai égale à 15 Hz. Seul l'impact de la condition de grenailage G2¹⁴ a été investigué.

La Figure VI-30 présente les résultats obtenus pour l'Inconel 718 DA sur les éprouvettes à concentration de contraintes $K_{t1,32}$ et $K_{t1,6}$ grenillées. L'application du grenailage conduit à une augmentation de la durée de vie en fatigue pour l'ensemble des éprouvettes testées. Cette élévation est d'autant plus importante que la force appliquée est faible.

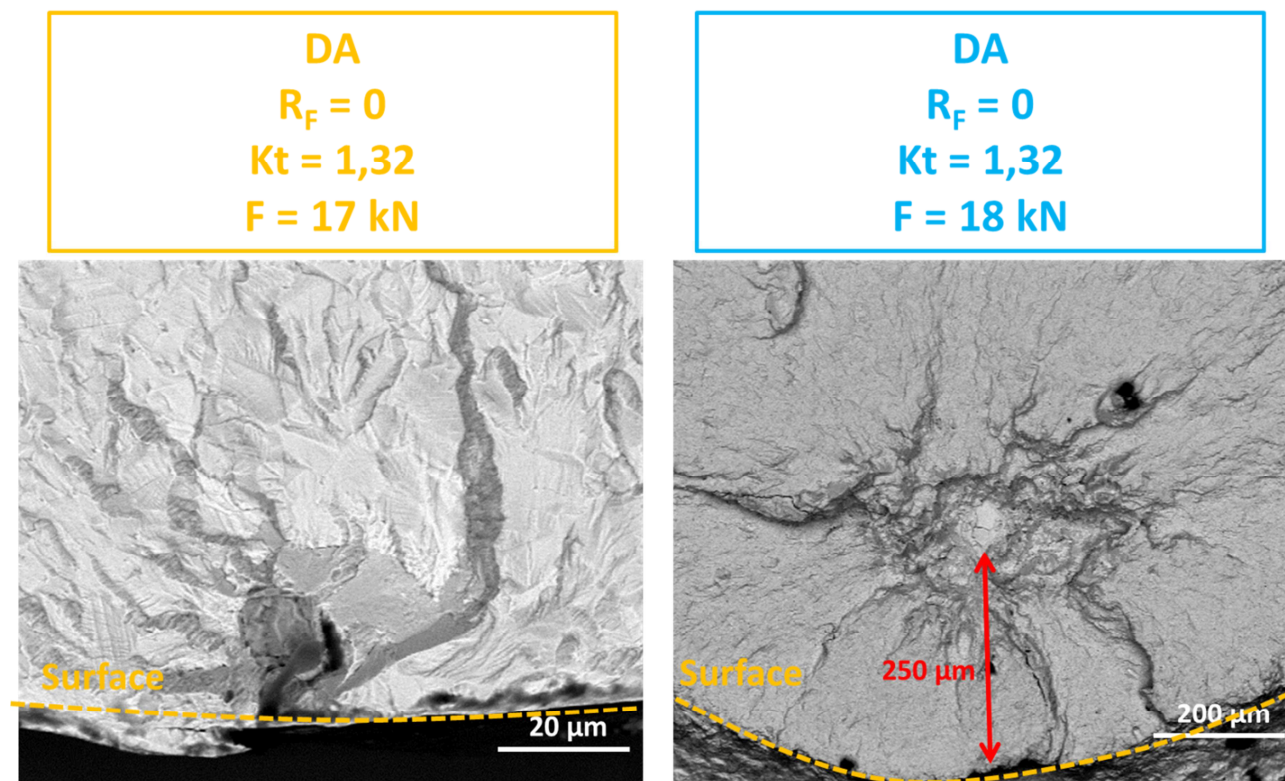


¹⁴ G₂ = BA300D | F22-23A | 200%

Figure VI-30. Courbes de durée de vie obtenues sur éprouvettes à concentration de contraintes, Inconel 718 DA.

Alors qu'un amorçage en surface a été observé sur l'ensemble des éprouvettes à K_t non grenillées, un amorçage en interne ou en surface peut être observé sur les éprouvettes à K_t grenillées. La majorité des amorçages observés est de type interne pour les plus faibles niveaux de chargement et de type surface pour les plus forts.

La Figure VI-31 présente les faciès de rupture obtenus sur une éprouvette à concentration de contraintes $K_{t1,32}$ pour deux éprouvettes rompues en interne et en surface. L'amorçage en interne s'effectue à une profondeur de 250 μm environ, valeur pour laquelle les contraintes résiduelles, selon les profils déterminés après grenailage (chapitre 3), sont positives au cœur de l'éprouvette.

Figure VI-31. Amorçages internes et surfaciques rencontrés sur une éprouvette à $K_{t1,32}$, inconel 718 DA, grenailage G2.

Si l'amorçage a lieu en surface, il est fort probable que les contraintes résiduelles aient été relaxées en fond d'entaille due à la plastification de l'éprouvette à cet endroit. Cependant, il a été observé dans le chapitre 3 que la relaxation des contraintes résiduelles pour les plus forts niveaux de chargement n'est pas totale. De ce fait, les contraintes résiduelles jouent toujours un rôle positif et implique un niveau de chargement en fond d'entaille plus faible qu'en l'absence de grenailage. Cette présence, même réduite, de contraintes résiduelles négatives induit une augmentation de la durée de vie. Il pourrait être intéressant de solliciter les éprouvettes à concentration de contraintes à de plus fortes charges pour identifier à quel moment les contraintes résiduelles sont entièrement relaxées. Il serait alors possible d'observer d'éventuels effets liés à l'augmentation de la rugosité, introduite lors du grenailage, dont on pourrait s'attendre à ce qu'elle ait des conséquences néfastes pour la durée de vie en fatigue.

A contrario, si l'amorçage observé a lieu en interne, on peut penser que les contraintes résiduelles de compression ont peu relaxées en surface. Le gradient de contrainte en fond d'entaille implique des niveaux de contraintes plus faibles à cœur qui conduisent alors à l'augmentation de la durée de vie.

Concernant la microstructure à gros grains, seuls des essais sur éprouvettes grenillées ont été réalisés et sont présentés en comparaison des tendances observées sur l'Inconel 718 DA Figure VI-32. Ces éprouvettes serviront à la validation de la chaîne de dimensionnement mise en place sur l'Inconel 718 DA. Comme attendu, la microstructure à gros grains présente une durée de vie plus faible que la microstructure DA même après grenailage. Comme pour l'Inconel 718 DA, sur les éprouvettes à concentration de contraintes grenillées, deux types d'amorçage ont été observés pour cette microstructure : en surface ou en interne.

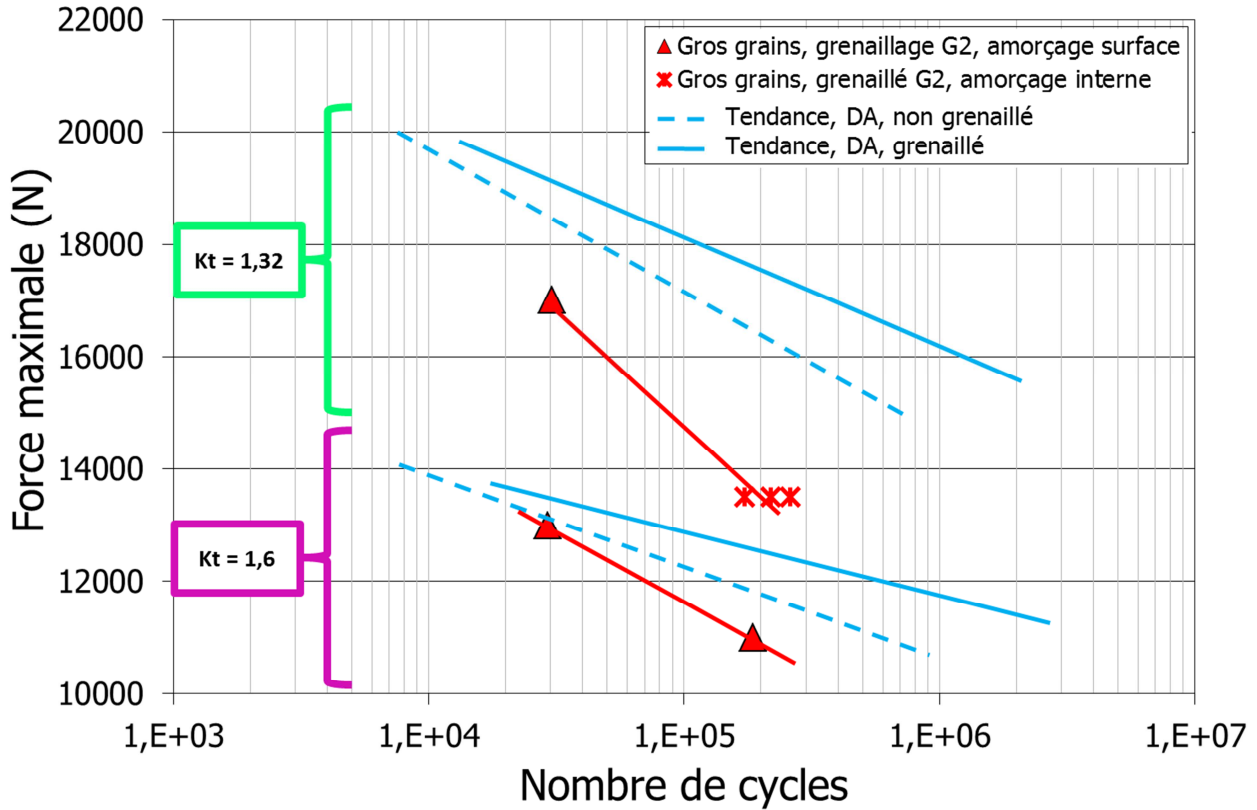


Figure VI-32. Courbes de durée de vie obtenues sur éprouvettes à concentration de contraintes, Inconel 718 DA et gros grains.

La Figure VI-33 présente des exemples de faciès de rupture obtenus pour la microstructure à gros grains (amorçage en surface à gauche et amorçage en interne à droite). Un amorçage sur grain, dont la taille est très supérieure à la taille moyenne (80 μm pour l'amorce contre 35 μm pour la valeur moyenne), a été observé sur l'ensemble des faciès de rupture dont les amorçages ont lieu en interne. En revanche, les amorçages en surface peuvent s'effectuer sur un grain dont la taille est équivalente à la taille moyenne de la microstructure, ou même sur une inclusion, comme le montre le cliché MEB de gauche sur la Figure VI-33. Ainsi, il est possible que la rugosité puisse avoir une influence sur le lieu et la nature de l'amorçage pour les plus forts niveaux de chargement de la microstructure à gros grains. Cependant d'autres essais sont nécessaires pour évaluer cette possibilité. Cet aspect n'a donc pas été approfondi dans la suite.

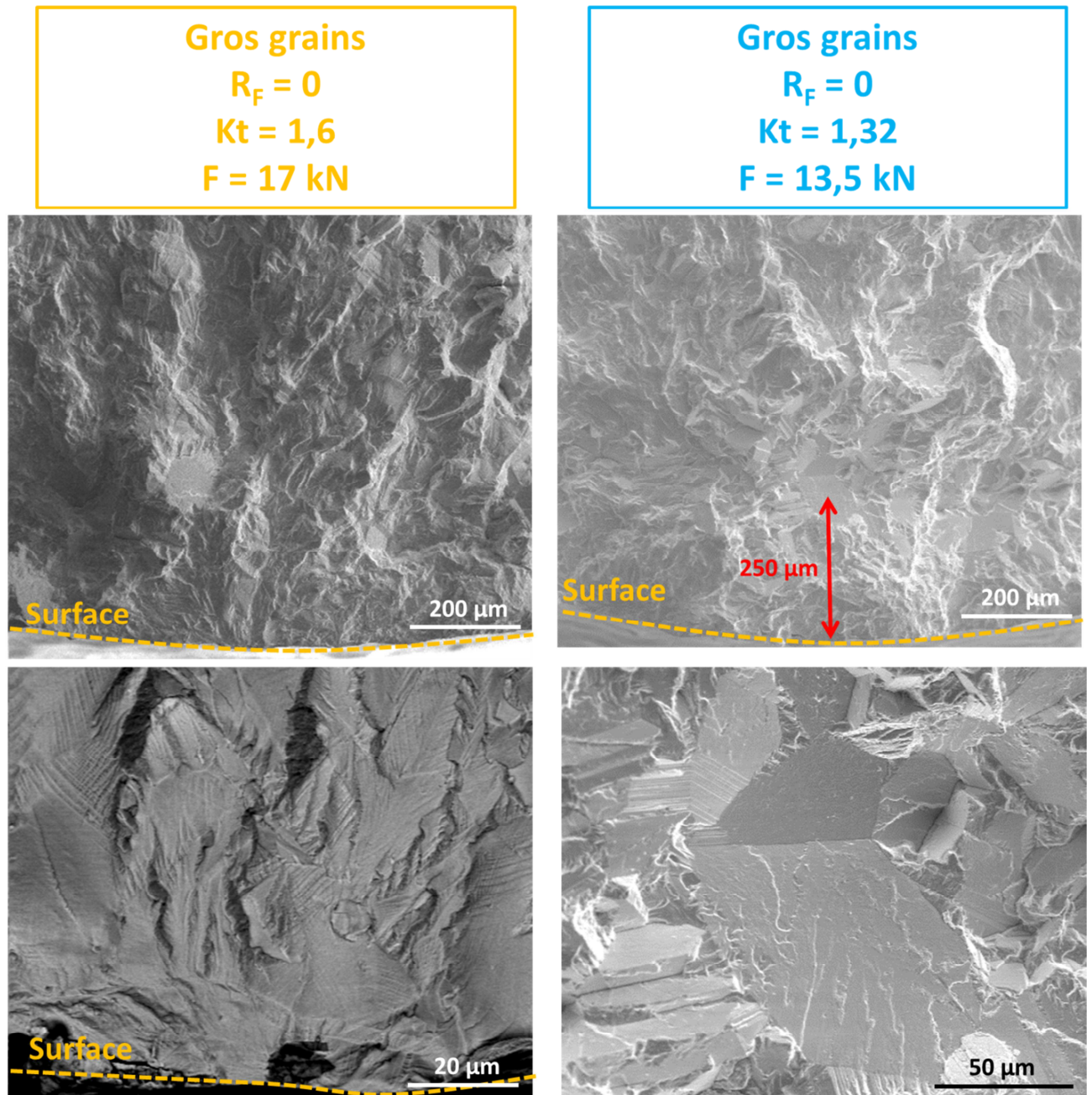


Figure VI-33. Amorçages surfacique et interne rencontrés sur une éprouvette à $K_{t_{1,32}}$, Inconel 718 gros grains, condition de grenailage G2.

VI.4.1.2 Résultats sur éprouvettes de flexion grenillées

La Figure VI-34 présente les résultats obtenus sur les éprouvettes de flexion. On rappelle qu'uniquement la microstructure à gros grains a été investiguée à ce jour pour ce type d'éprouvette, l'objectif étant de valider à terme la méthodologie mise en place sur l'Inconel 718 DA. Comme pour les éprouvettes à concentration de contraintes, l'application du grenailage semble induire une augmentation de la durée de vie en fatigue pour les niveaux de chargements investigués dans cette étude (symboles carrés). Il faudrait néanmoins augmenter le nombre d'essais pour confirmer cette tendance. Pour les trois éprouvettes testées, l'amorçage s'effectue uniquement en surface, sur les bords ou au centre de l'éprouvette. Le gain de durée de vie est donc à attribuer aux valeurs des contraintes résiduelles de compression introduites à la surface du matériau lors du grenailage.

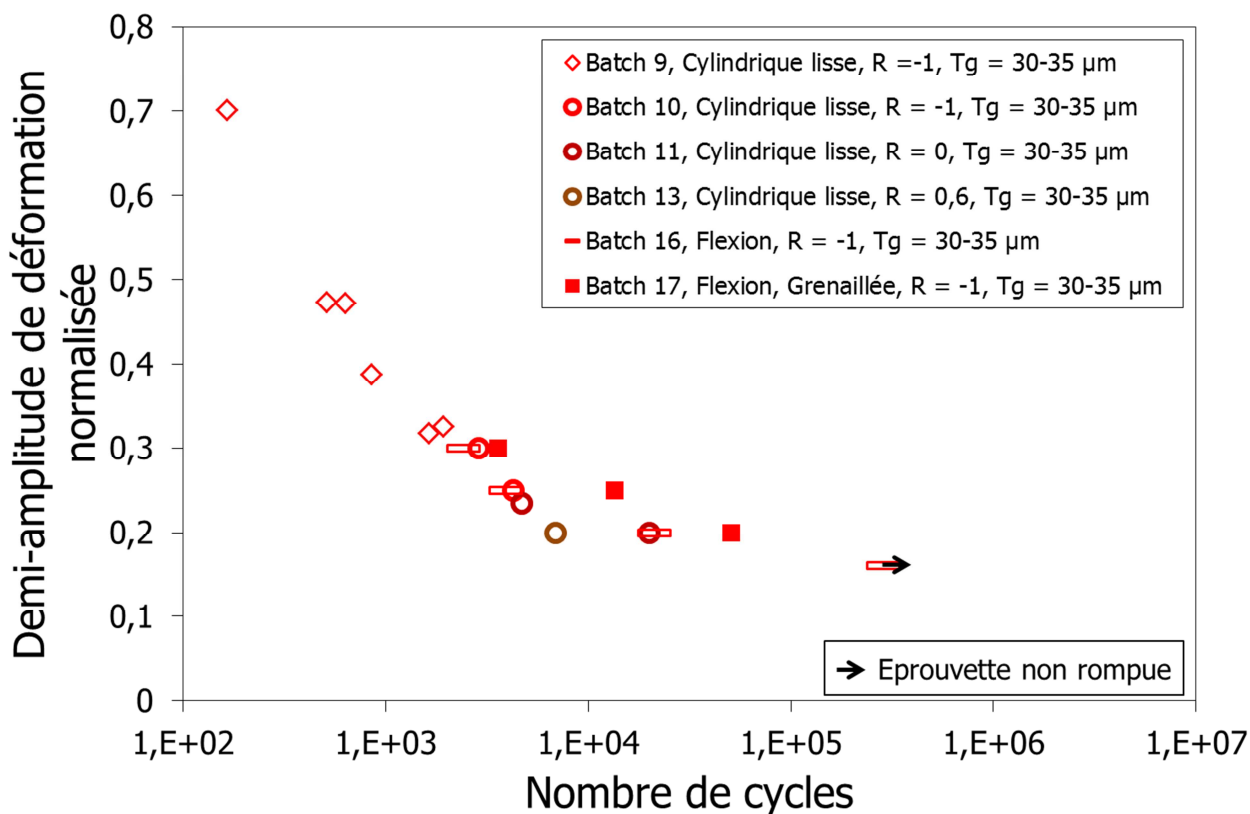


Figure VI-34. Courbes de durée de vie obtenues sur éprouvettes de flexion grenillées pour la microstructure à gros grains.

L'application du grenailage induit donc une augmentation de la durée de vie sur les éprouvettes de flexion et les éprouvettes à concentration de contraintes. Le gain de durée de vie est d'autant plus grand que l'effort imposé est faible.

VI.4.2 Modélisation par éléments finis des éprouvettes grenillées

VI.4.2.1.1 Mise en place de la modélisation

Les essais sur éprouvettes grenillées sont à présent modélisés afin de prédire la durée de vie en fatigue. Cette étape représente la dernière partie du chaînage proposé et rappelé dans la Figure VI-35. Comme il a été observé dans les chapitres 4 et 5, il existe deux niveaux de modélisation possible.

Le premier niveau de modélisation, qui est le plus souvent employé dans la littérature, consiste à prendre uniquement en compte les contraintes résiduelles dans le dimensionnement. Ce niveau d'étude peut se justifier pour plusieurs raisons. Premièrement, les essais de flexion *in situ* sous MEB n'ont pas révélé à ce stade de modification du comportement dans la zone grenillée tout au moins en traction. Ces résultats indiquent donc que la présence d'érouissage induit par grenailage ne modifierait pas le comportement mécanique de la couche grenillée. Ceci justifie alors le fait que l'on ne tienne pas compte de l'érouissage. Des essais de flexion pure, sous chargement cyclique, avec mise en place de corrélation d'images avaient été prévus afin d'évaluer l'impact du grenailage sur le comportement cyclique du matériau. Cependant, ils n'ont pas pu être réalisés par manque de temps. La réalisation de ces essais pourrait permettre de définir plus précisément si cette méthodologie ne prenant pas en compte l'érouissage est valide. Deuxièmement, l'approche probabiliste utilisée a été écrite en volume. Or, l'érouissage a une influence particulièrement

marquée en surface. Sa prise en compte dans la modélisation ne devrait donc pas être très marquée sur la prédiction de la durée de vie en fatigue.

Le second niveau de modélisation consiste à prendre en compte, en plus des contraintes résiduelles, l'écroûssage induit par grenailage. Si les résultats de flexion 4 points in-situ au MEB n'ont pas révélés d'une modification du comportement monotone de l'Inconel 718, les résultats obtenus concernant la relaxation des contraintes, sous chargements thermique et mécanique à 550°C, semblent indiquer que l'impact de l'écroûssage est bien présent. Un deuxième niveau de modélisation consiste donc à prendre en considération cette quantité. Pour cela, la méthodologie développée au chapitre 5, qui consiste à utiliser les résultats de simulation du grenailage semble prometteuse. De ce fait, l'écroûssage est introduit en initialisant les paramètres de la loi de comportement comme il est indiqué dans le chapitre 5.

On propose donc dans cette partie de mettre en œuvre ces deux niveaux de modélisation et de les comparer aux données expérimentales.

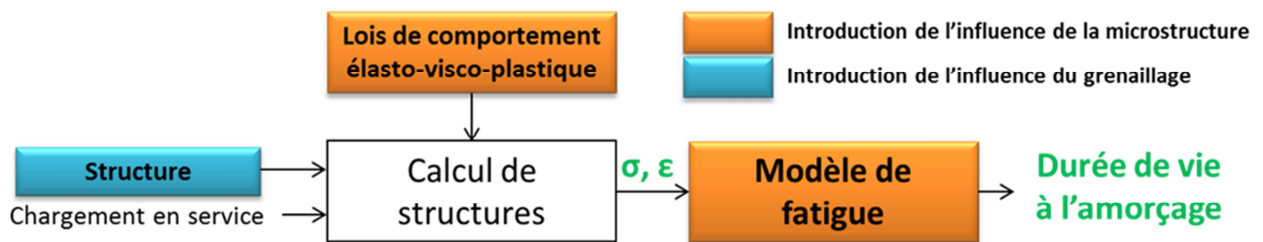


Figure VI-35. Chaîne de dimensionnement proposée pour prendre en compte l'influence du grenailage sur la durée de vie en fatigue de pièces en Inconel 718.

Introduction des contraintes résiduelles et de l'écroûssage induits par grenailage sur les éprouvettes à concentration de contraintes

Les contraintes résiduelles sont introduites dans la modélisation en suivant le même protocole que dans les chapitres 4 et 5 (Figure IV-24). Le profil de contraintes résiduelles introduit est donc un profil mesuré sur massif semi-infini grenailé. Pour l'introduire sur les éprouvettes à concentration de contraintes, une méthode développée par Moranchais est utilisée [Moranchais, 2016]. La Figure VI-37 présente une image des iso-valeurs de la composante σ_{33} du tenseur des contraintes obtenues sur l'éprouvette à concentration de contraintes $Kt_{1,6}$. On remarquera que l'introduction est homogène sur l'ensemble de la surface, hormis au niveau de l'angle le plus vif. La région d'intérêt étant loin de cette zone, il n'est pas proposé d'améliorer la qualité de l'introduction des contraintes résiduelles.

Les profils de contraintes résiduelles obtenus après l'étape de rééquilibrage dans le sens long des éprouvettes à concentration de contraintes sont présentés Figure VI-36. Les valeurs ont été extraites en fond d'entaille. Ces résultats sont également comparés au profil de contraintes résiduelles obtenu sur le pion et sur les éprouvettes cylindriques. Des différences entre les profils sont observées en surface et en profondeur. Les écarts observés entre les profils semblent provenir de l'épaisseur de chaque géométrie : 10 mm pour le pion, 6 mm de diamètre pour l'éprouvette cylindrique lisse, 4,5 mm pour l'éprouvette à concentration de contraintes $Kt_{1,32}$ et 4 mm pour l'éprouvette à concentration de contraintes $Kt_{1,6}$. Plus l'épaisseur de l'éprouvette est faible plus les contraintes résiduelles de compression initialement introduites dans la modélisation sont faibles. Il semble que jusqu'à 6 mm l'éprouvette peut être considérée comme étant un massif semi-infini.

La méthode d'introduction des contraintes résiduelles a été validée dans le chapitre 4 section IV.5 pour les éprouvettes cylindriques lisses. En revanche, ceci n'est peut-être pas le cas pour des éprouvettes dont l'épaisseur est plus fine comme c'est le cas des éprouvettes à concentration de contraintes. Pour s'assurer du bon fonctionnement de la méthode sur les éprouvettes à concentration de contraintes, il serait nécessaire de réaliser des mesures expérimentales des contraintes résiduelles pour ces géométries. Cependant, des mesures de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X sur des géométries présentant une forte courbure est difficile à réaliser. Des mesures en surface ont tout de même pu être réalisées sur une éprouvette présentant une faible concentration de contraintes $K_{t1,32}$. Une dizaine de mesure en surface a été effectuée pour s'assurer de la valeur obtenue. Les contraintes résiduelles mesurées en fond d'entaille dans la direction \vec{e}_θ sont égales à $-520 \text{ MPa} \pm 92 \text{ MPa}$ et $-307 \text{ MPa} \pm 70 \text{ MPa}$ dans la direction \vec{e}_z contre respectivement -582 MPa et -524 MPa ($\pm 55 \text{ MPa}$) pour les éprouvettes cylindriques. Une diminution des contraintes résiduelles de surface par rapport à une éprouvette cylindrique semble donc obtenue expérimentalement ce qui est en accord avec la modélisation.

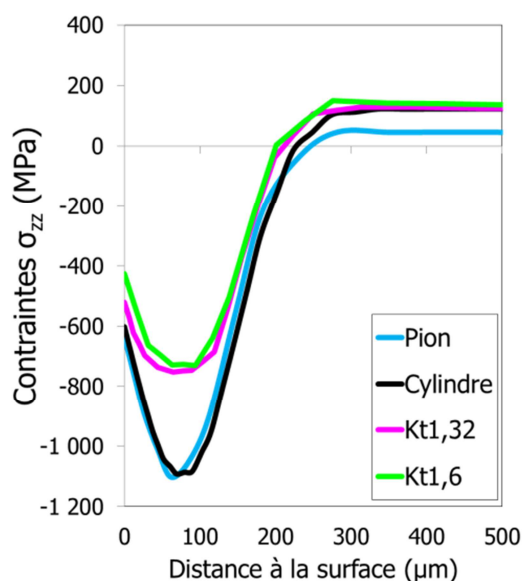


Figure VI-36. Profils de contraintes résiduelles obtenus après rééquilibrage pour différentes géométries d'éprouvette.

Dans sa thèse, Gelineau étudie l'influence de l'épaisseur de plaques minces sur les profils de contraintes résiduelles [Gelineau, 2017]. Il compare les valeurs de contraintes résiduelles mesurées, aux profils introduits dans la modélisation, en utilisant la même méthode que présentée ici. Il montre ainsi, que cette méthodologie est de moins en moins efficace pour introduire de façon fidèle les profils de contraintes résiduelles lorsque l'épaisseur de l'échantillon est réduite. Des mesures en profondeur apparaissent donc nécessaires pour valider la méthodologie utilisée ici pour introduire les contraintes résiduelles.

L'écrouissage induit par grenailage est quant à lui introduit de la même manière que dans le chapitre 5 avec une initialisation des variables internes de la loi de comportement au début de la simulation.

Réalisation du calcul de structure

Une fois les contraintes résiduelles introduites et rééquilibrées, 200 cycles identiques à ceux appliqués expérimentalement sont appliqués. On rappelle que la loi de comportement utilisée est celle identifiée sur le matériau non grenailé au chapitre 4.

Application du modèle de durée de vie en fatigue

Une fois les 200 cycles réalisés, un post traitement en fatigue est appliqué. Sont comparés dans la suite, les résultats obtenus à l'aide du modèle déterministe et de l'approche probabiliste proposée section VI.2 et VI.3 respectivement.

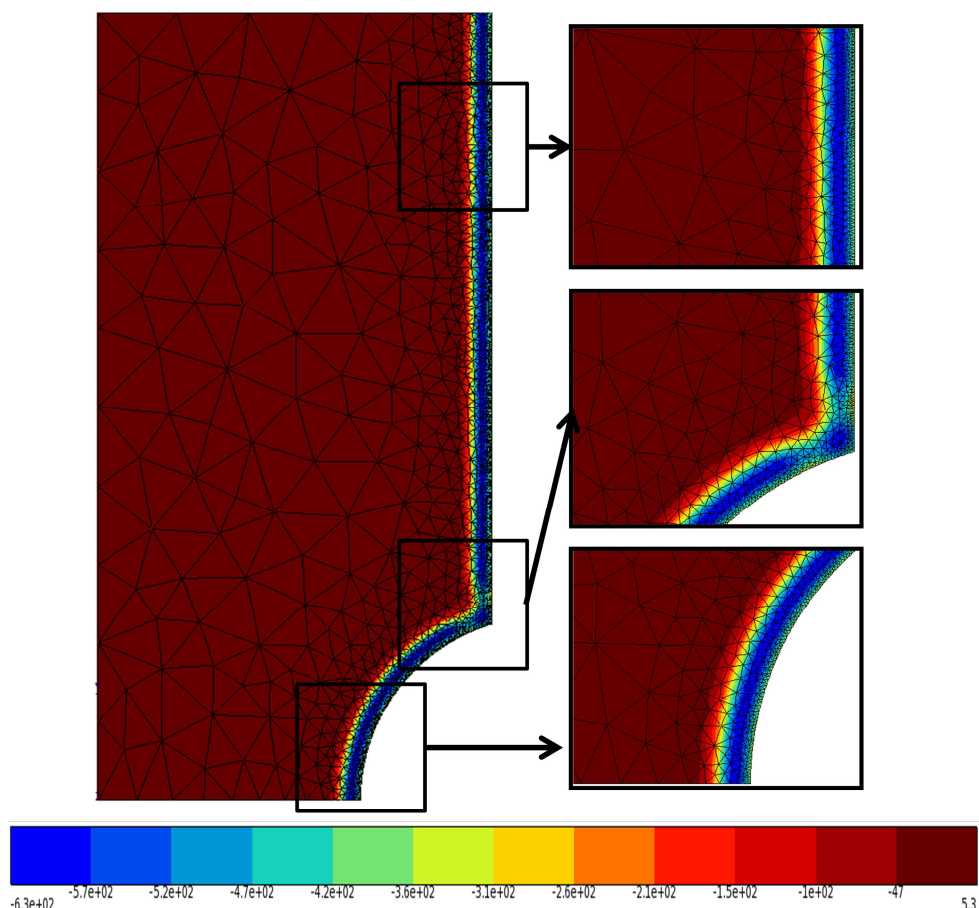


Figure VI-37. Iso-valeurs de la composante σ_{33} du tenseur des contraintes obtenues sur l'éprouvette à concentration de contraintes $K_t = 1,6$.

VI.4.2.1.2 Application du modèle de durée de vie sur des éprouvettes à concentration de contraintes grenillées

VI.4.2.1.2.1 Modélisation tenant compte uniquement des contraintes résiduelles induites par grenailage

Ce paragraphe consiste à appliquer le premier niveau de modélisation. Ainsi, seules les contraintes résiduelles induites lors du grenailage sont introduites dans la modélisation. La Figure VI-38 présente une comparaison des différents modèles par rapport aux données expérimentales obtenues sur éprouvettes à concentration de contraintes grenillées, pour l'Inconel 718 DA. On rappelle que les courbes de Weibull, vertes, noires et rouges, représentent la probabilité de rupture de l'éprouvette respectivement à 10 %, 50 % et 90 %.

L'approche probabiliste de Weibull semble légèrement conservatrice pour les éprouvettes présentant une faible concentration de contraintes $K_{t,1,32}$. En revanche, elle ne l'est pas concernant les éprouvettes possédant la plus forte concentration de contraintes $K_{t,1,6}$. Il semble même qu'elle surestime la durée de vie en fatigue.

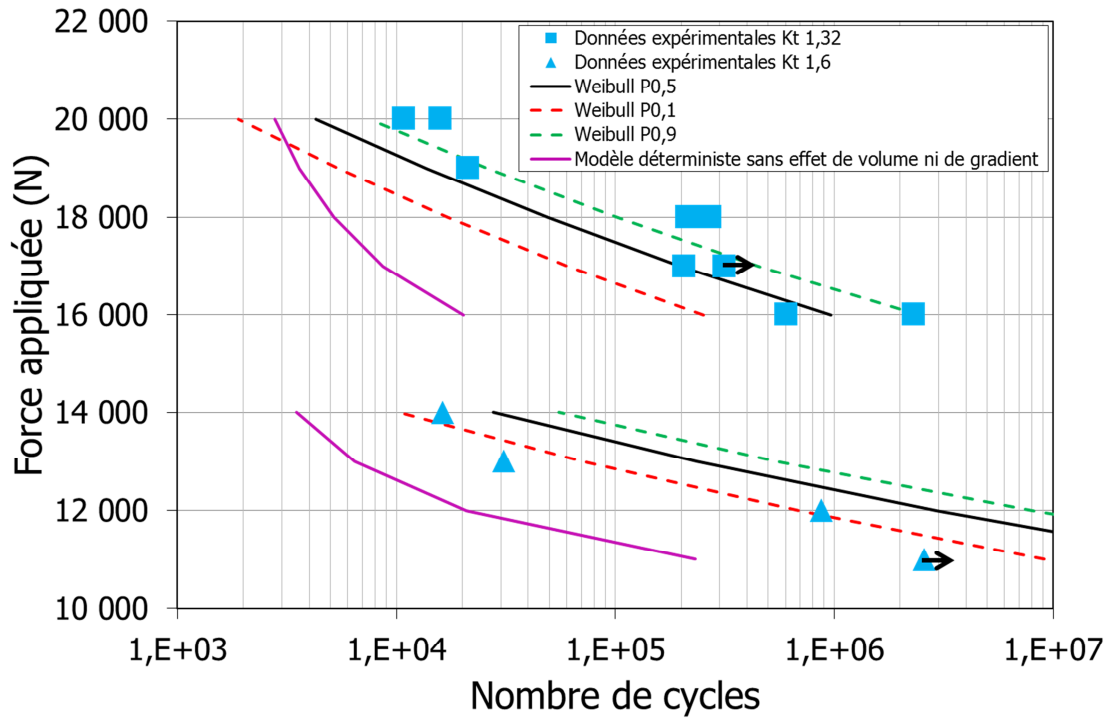


Figure VI-38. Comparaison des différents modèles par rapport aux données expérimentales obtenues sur éprouvettes à concentration de contraintes grenillées, Inconel 718 DA.

Une autre manière de représenter les données est de représenter la durée de vie en fatigue calculées pour une probabilité de rupture de 50 % en fonction de la durée de vie expérimentale. Sur cette figure, les lignes noires sont indicatives : la ligne noire représente la bissectrice et les lignes pointillées représentent la durée de vie en fatigue multipliée par deux ou divisée par deux. Ce graphique montre que les résultats obtenus avec la modélisation sont plutôt en bon accord avec les données expérimentales et valide l'approche proposée.

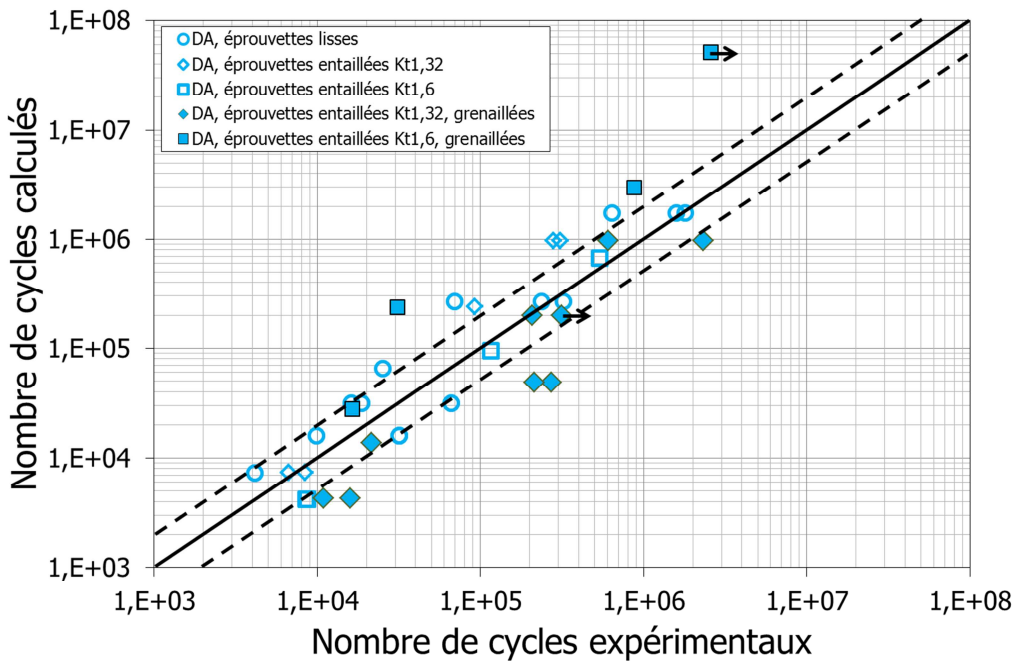


Figure VI-39. Durée de vie calculée, exprimée en fonction de la durée de vie expérimentale, pour les essais sur éprouvettes à concentration de contraintes, grenillées ou brut d'usinage.

VI.4.2.1.2.2 Application de la méthodologie à la microstructure à gros grains

Afin de valider la chaîne de modélisation mise en place, l'ensemble de la démarche, allant de l'identification des paramètres du modèle de Weibull (C , β et m) à la modélisation des essais est réalisée pour la microstructure à gros grains. N'ayant pas assez de données pour identifier de nouveaux paramètres concernant la fonction $f(t)$ qui traduit les effets de contrainte moyenne (Eq. VI-8), on fait l'hypothèse que ceux-ci sont indépendants de la taille des grains. Les paramètres du modèle de Weibull (C , β et m) sont identifiés à partir des données obtenues sur éprouvettes de flexion et sur éprouvettes lisses non grenillées. L'ensemble de la chaîne de calcul est alors appliquée en considérant la loi de comportement développée au chapitre 4 pour la microstructure à gros grains. Les résultats obtenus sont représentés Figure VI-40. Seuls les résultats obtenus avec l'approche probabiliste sont présentés.

On rappelle qu'à ce stade, uniquement les contraintes résiduelles ont été introduites dans la modélisation. Il apparaît que les données expérimentales sont en accord avec la modélisation proposée pour la microstructure à gros grains. Des essais supplémentaires seraient cependant nécessaires pour augmenter la qualité de la validation. Aussi, la modélisation des essais de flexion réalisés à Safran Aircraft Engines pourrait également permettre de valider la méthodologie mais n'a pu être entreprise à temps dans la thèse.

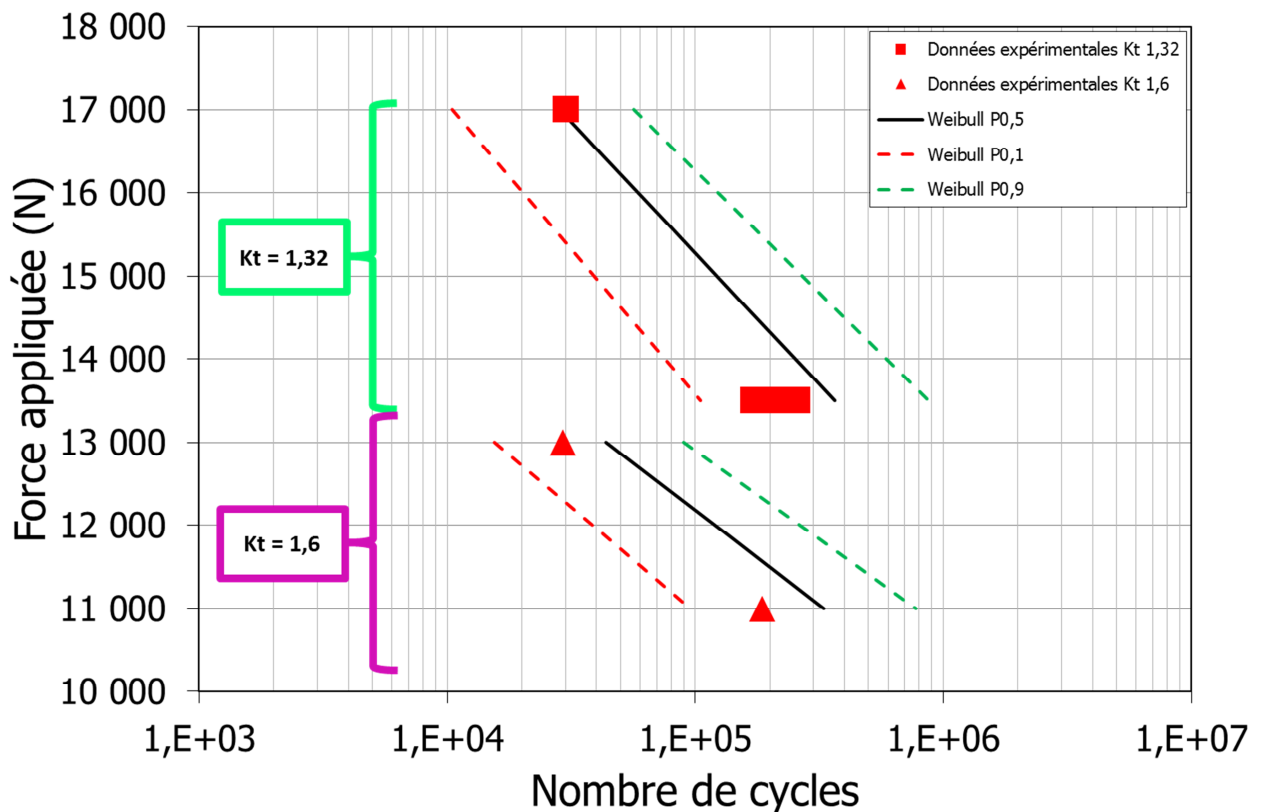


Figure VI-40. Comparaison de l'approche de Weibull avec les données expérimentales obtenues sur éprouvettes à concentration de contraintes grenillées, Inconel 718 à gros grains.

VI.4.2.1.2.3 Modélisation en tenant compte des contraintes résiduelles et de l'érouissage induits par grenailage

Les résultats obtenus en introduisant uniquement les contraintes résiduelles induites par grenailage et en appliquant l'ensemble de la chaîne de modélisation pour les deux microstructures, de référence et à gros grains, sont très satisfaisants. Il est à présent proposé d'évaluer l'influence de la prise en compte de l'érouissage induit par grenailage sur la durée de vie prédite. Ainsi, l'ensemble des essais, sur éprouvettes à concentration de contraintes, est simulé après avoir introduit les contraintes résiduelles et l'érouissage induits par grenailage, comme présenté au chapitre 5. L'approche déterministe étant trop conservatrice, elle n'a pas fait l'objet d'une étude plus approfondie. La Figure VI-41 présente les résultats obtenus après le post traitement des champs mécaniques obtenus au cycle stabilisé. Une comparaison des deux méthodologies, avec et sans prise en compte de l'érouissage induit par grenailage, est présentée. Pour des raisons de lisibilité de la figure, seules les valeurs pour lesquelles la probabilité de rupture est de 50 % sont présentées.

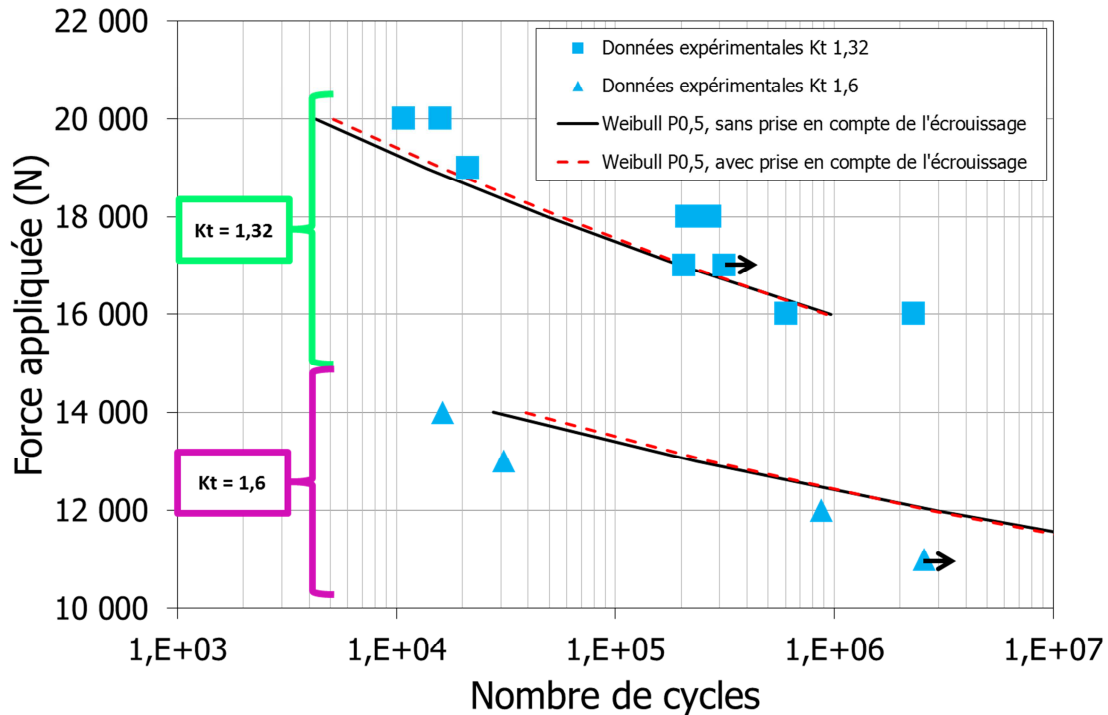


Figure VI-41. Comparaison de la modélisation avec ou sans prise en compte de l'érouissage induit par grenailage dans la modélisation, approche de Weibull en volume.

Il apparaît de cette étude que la prise en compte de l'érouissage induit par grenailage n'a pas d'influence marquée sur la prédiction de la durée de vie en fatigue lorsque l'on utilise l'approche probabiliste en volume. Ces résultats peuvent apparaître au premier abord décevants étant donné tout le travail qui a été investi pour prendre en compte cette composante dans la chaîne de modélisation. Cependant, ils étaient relativement attendus. En effet, il a été observé au chapitre 5, que l'introduction de l'érouissage avait une influence sur la relaxation des contraintes résiduelles en surface. Ainsi, les valeurs des contraintes résiduelles au cœur de l'éprouvette sont peu modifiées par l'introduction de l'érouissage dans la modélisation puisqu'un écart inférieur à 20 Mpa a été observé en moyenne au centre des éprouvettes, avec ou sans prise en compte de l'érouissage induit par grenailage. Avec une approche de type volume telle qu'appliquée ici, la durée de vie en fatigue est essentiellement pilotée par les valeurs de contraintes résiduelles situées au cœur de l'éprouvette. De ce fait, la durée de vie obtenue est nécessairement proche. Ceci est bien visible sur la Figure VI-42 qui présente une cartographie des valeurs $f^j(\log N)$, définies équation Eq. VI-26, pour les deux approches envisagées. On rappelle que la fonction f^j est calculée en chaque point de Gauss. Plus la fonction est élevée pour un point de Gauss donné, plus il contribue à la rupture de l'éprouvette. Les cartographies présentées sont définies pour un nombre de cycles donné, égal à 10 000 cycles, et fixé arbitrairement. Ces cartographies permettent de mettre en avant les deux principales obser-

vations énoncées précédemment. Premièrement, la durée de vie en fatigue est pilotée par ce qu'il se passe à cœur comme expliqué précédemment. De plus, on observe que l'introduction de l'écroissage induit par grenailage a une influence peu marquée. Il faudrait en effet augmenter les échelles pour voir les différences.

L'écroissage ayant un impact marqué à la surface des éprouvettes, et des amorçages en surface ayant été constatés pour les plus forts niveaux de chargement, il est proposé d'investiguer la possibilité d'appliquer une approche probabiliste en surface pour prédire la durée de vie en fatigue d'éprouvettes grenillées. On rappelle que l'approche probabiliste en surface a été mise en œuvre sur des éprouvettes non grenillées et qu'elle permet de bien prédire la durée de vie en fatigue, notamment pour les éprouvettes présentant la valeur de K_t la plus faible. La Figure VI-42 présente une cartographie des valeurs $f^i(\log(10\ 000))$ pour les deux cas d'étude investigués (avec ou sans prise en compte de l'écroissage induit par grenailage), lorsque l'approche de Weibull en surface est appliquée. Premièrement, on distingue bien les différences entre l'approche en volume et celle en surface de par la localisation des valeurs maximales que prend la fonction f^i en chaque point de Gauss. Aussi, l'approche en surface permet très clairement de mettre en exergue des différences entre la modélisation qui ne tient pas compte de l'écroissage induit par grenailage et celle qui en tient compte. Une prise en compte de l'écroissage induit par grenailage conduit à une augmentation de la valeur de la fonction f^i en chaque point de Gauss. Ces différences apparaissent également Figure VI-44¹⁵, lorsque l'on représente la courbe effort-durée de vie pour les deux cas d'étude, et que l'on compare ces valeurs aux données expérimentales. L'influence de l'écroissage induit par grenailage apparaît alors bien plus marquée que lorsque l'approche probabiliste en volume est utilisée (Figure VI-41). Cependant, il est évident que l'approche probabiliste en surface surestime la durée de vie en fatigue des structures grenillées, avec ou sans prise en compte de l'écroissage induit par grenailage dans la modélisation.

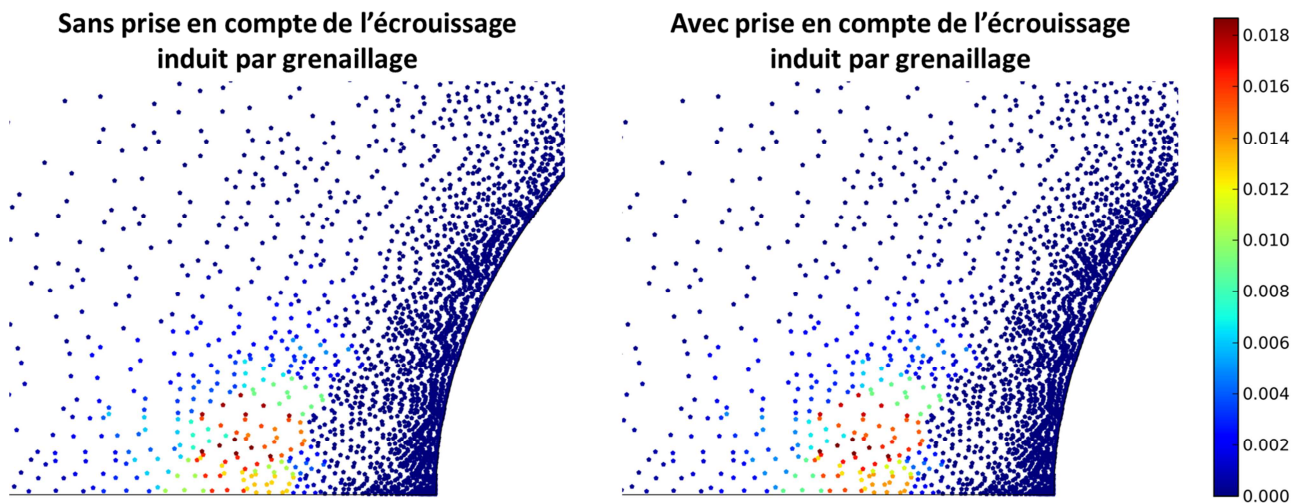


Figure VI-42. Valeurs de la fonction f^i calculée en chaque point de Gauss lorsque l'approche probabiliste en volume est appliquée.

¹⁵ Seuls les niveaux, pour lesquels un amorçage en surface a été systématiquement observé expérimentalement ont été post-traités avec l'approche probabiliste en surface.

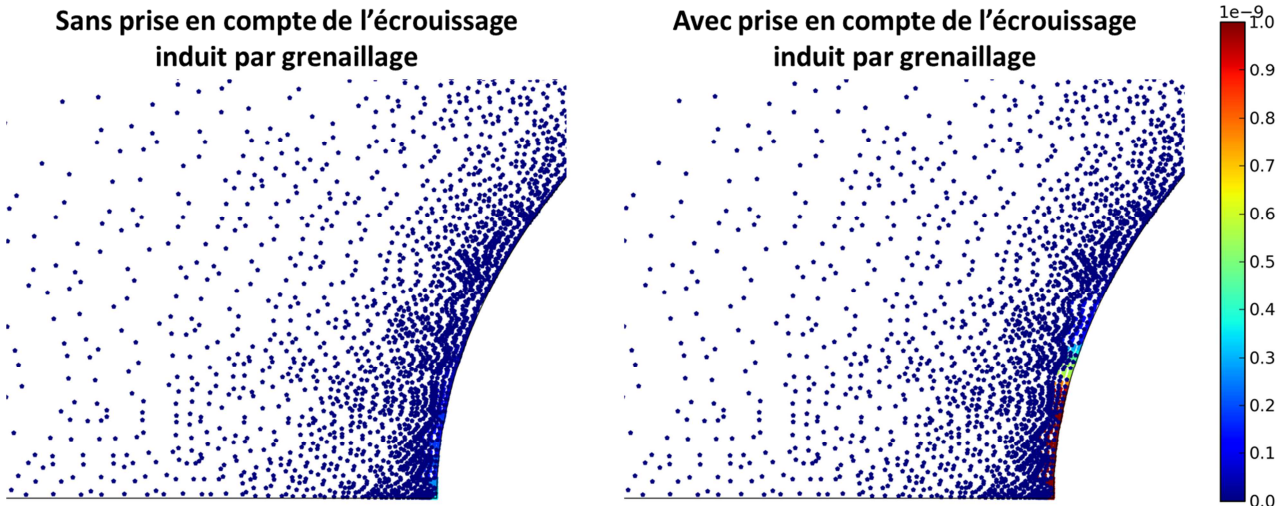


Figure VI-43. Valeurs de la fonction f^i calculée en chaque point de Gauss lorsque l'approche probabiliste en surface est appliquée.

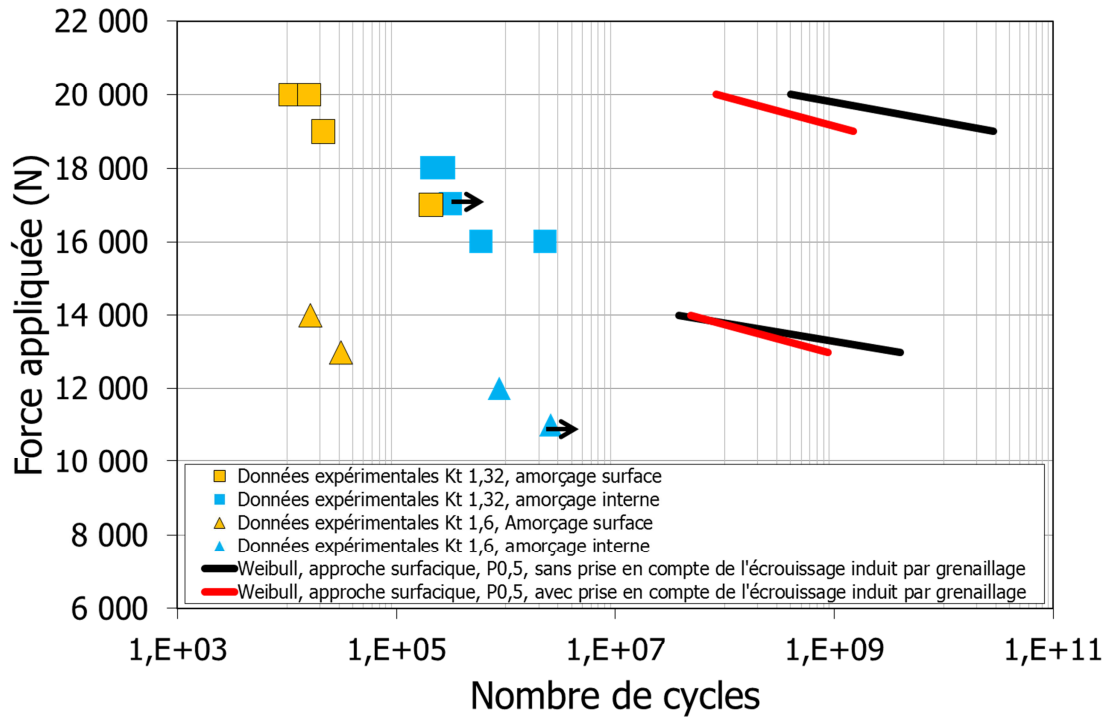


Figure VI-44. Comparaison de l'approche de Weibull avec les données expérimentales obtenues sur éprouvettes à concentration de contraintes grenillées, approche de Weibull en surface.

Deux facteurs principaux peuvent être à l'origine de la surestimation de la durée de vie en fatigue : une mauvaise représentation des contraintes résiduelles dans la structure ou une influence marquée de la rugosité induite lors du grenailage, qui n'est pas prise en compte dans la modélisation actuelle.

Afin d'évaluer l'influence du profil de contraintes résiduelles sur la prédiction de la durée de vie, en utilisant une approche probabiliste en surface, un profil fictif est introduit dans la modélisation. La Figure VI-45 présente une comparaison des profils de contraintes résiduelles obtenus après rééquilibrage en fond d'entaille d'une éprouvette à $Kt_{1,32}$ pour les deux profils considérés.

La même démarche de modélisation que précédemment est ensuite appliquée pour prédire la durée de vie en fatigue. Pour ce cas d'étude, l'écroissage induit par grenailage n'est pas introduit dans la chaîne de modélisation, l'objectif étant ici d'évaluer l'impact du profil de contraintes résiduelles sur la prédiction de la durée de vie en fatigue.

La Figure VI-46 présente les résultats obtenus. Pour une raison de lisibilité de la figure seule la probabilité d'amorçage à 50 % est représentée pour traduire l'influence des deux profils de contraintes résiduelles initialement introduits dans le modèle. Comme attendu, il apparaît que la prédiction de la durée de vie en fatigue, avec cette approche probabiliste en surface, est très nettement dépendante du profil de contraintes résiduelles et notamment de la valeur en surface.

Il est nécessaire de rappeler que le profil de contraintes résiduelles introduit dans la modélisation, pour les éprouvettes à concentration de contraintes, est issu de mesures obtenues sur un massif semi-infini. Compte tenu de la complexité à réaliser des mesures sur les éprouvettes à concentration de contraintes, il n'a pas été possible d'obtenir des valeurs précises pour ces éprouvettes. De ce fait, il n'est pas exclu que le grenailage appliqué sur ces éprouvettes soit différent du grenailage appliqué sur massif semi-infini, et la méthodologie d'introduction des contraintes résiduelles n'a pas été validée sur ces éprouvettes.

La réalisation de mesures par diffraction des rayons X, sur ces éprouvettes à concentration de contraintes, pourrait permettre de valider les différentes étapes de la méthodologie mise en place dans cette thèse. Aussi, la modélisation des essais de flexion, où un amorçage en surface a été systématiquement observé, pourrait permettre de valider la méthodologie et définir plus précisément l'influence des contraintes résiduelles sur la durée de vie en fatigue, lorsque l'amorçage s'effectue en surface.

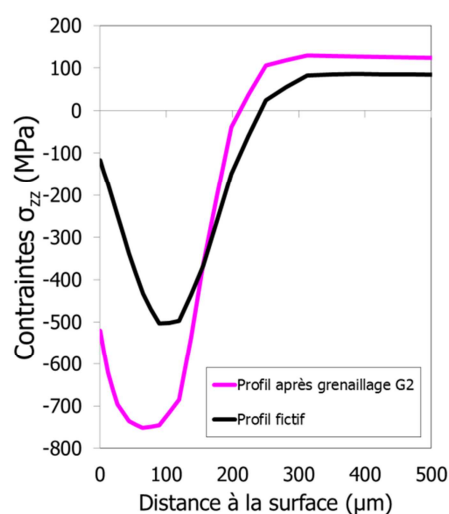


Figure VI-45. Profil introduit dans la modélisation pour évaluer l'influence des contraintes résiduelles sur le modèle.

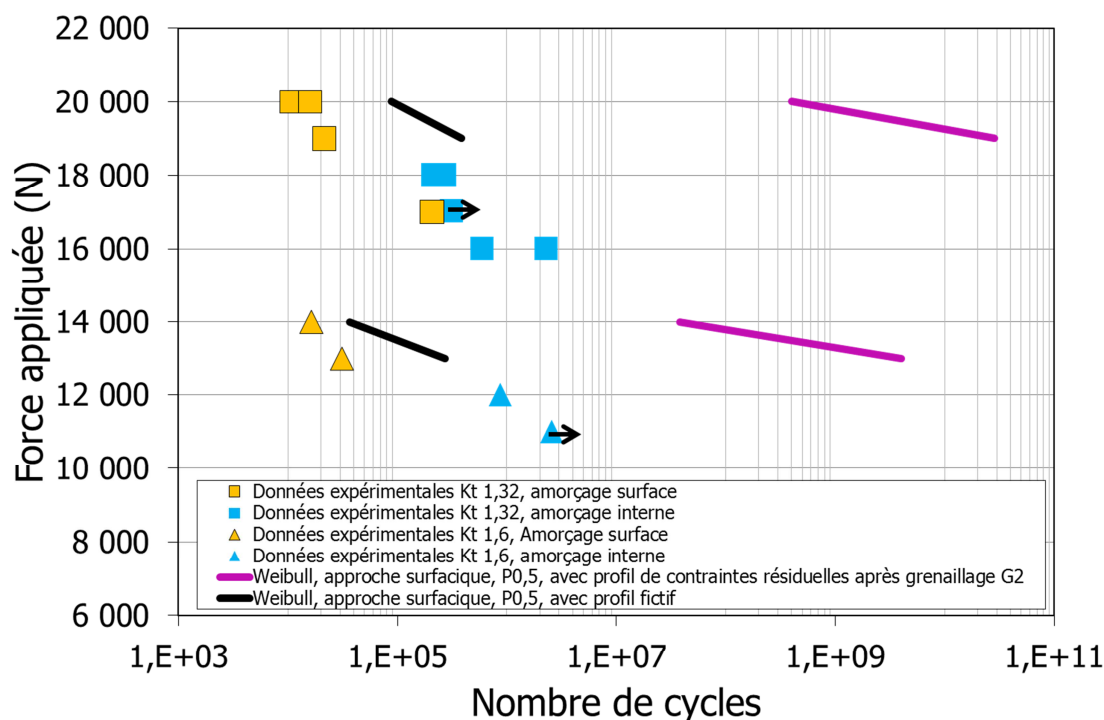


Figure VI-46. Influence du profil de contraintes résiduelles sur la prédiction de la durée de vie en fatigue en utilisant une approche probabiliste en surface.

Le deuxième paramètre pouvant affecter la durée de vie en fatigue en cas d'amorçage en surface est la rugosité ou les défauts de surface générés lors du grenailage [Bhuiyan et al., 2012; Gariépy et al., 2013; Gerin et al., 2017]. En effet, la rugosité induite lors du grenailage crée des concentrations de contraintes très locales qui peuvent être néfastes pour la durée de vie en fatigue. Les études ayant déjà observé ce fait, montrent que la prise en compte de la rugosité de surface dans les modèles, conduit à améliorer la prédiction de la durée de vie en fatigue pour les niveaux d'efforts importants (cas où les contraintes résiduelles sont relaxées et qu'un amorçage en surface est observé).

La prise en compte de la rugosité peut être effectuée de différentes manières dans la modélisation. Certains modèles affectent une valeur de concentration de contraintes locale ou prennent directement en compte l'aire du défaut de surface dans la prédiction de la limite d'endurance [Murakami et al., 1986]. Ce type de modèle a été appliqué récemment par Gerin et al. pour prédire la durée de vie en fatigue de bielles en acier grenillées [Gerin et al., 2017]. Il ressort de cette étude, que pour évaluer efficacement la valeur des concentrations de contraintes générées lors du grenailage, il est préférable d'introduire directement la topographie de la surface dans une modélisation par éléments finis. L'application de cette démarche conduit alors à une prédiction de la durée de vie bien meilleure.

Bien que cette méthode semble adéquate pour prendre en compte les défauts de surface et la rugosité introduits lors du grenailage, elle nécessite la réalisation de mesures conséquentes. Et surtout, cette méthode suggère de simuler chaque essai en tenant compte de la topographie de la surface grenillée. Elle n'a malheureusement pas pu être appliquée dans cette thèse et constitue donc une perspective pour améliorer la modélisation actuelle. Des mesures de rugosité sur des éprouvettes cylindriques lisses, présentées Figure VI-47, et sur les éprouvettes à concentration de contraintes ont d'ores et déjà été réalisées dans le cadre du projet, au laboratoire de Safran Tech, à l'aide du microscope 3D Alicona. La prochaine étape consistera à intégrer ces surfaces dans la modélisation par éléments finis. Cette étape nécessitera le passage à une modélisation en trois dimensions ce qui impliquera nécessairement une augmentation du temps de calcul.

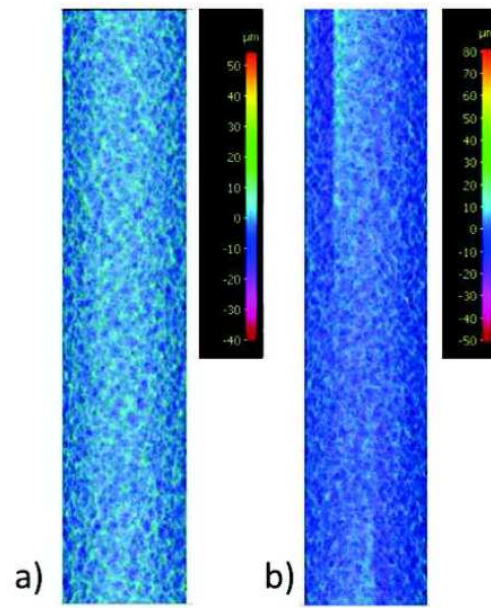


Figure VI-47. Rugosité de surface après grenailage G2 sur des éprouvettes cylindriques lisses.

VI.5 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était de proposer une méthodologie permettant de prédire l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718. Pour cela, deux microstructures ont été étudiées dans cette partie : la microstructure DA et la microstructure à gros grains.

Pour mettre en place cette méthodologie, une première étape a consisté à analyser les essais de fatigue réalisés sur différentes géométries d'éprouvette n'ayant pas subi de grenailage : éprouvettes lisses, éprouvettes à concentration de contraintes et éprouvettes de flexion. Ces essais, réalisés à 550°C, ont montré que, comme attendu, la taille des grains a un impact sur la durée de vie en fatigue et sur le type d'amorçage rencontré. Ainsi, une augmentation de la taille des grains conduit à une diminution de la durée de vie en fatigue. L'amorçage a toujours lieu sur un grain pour la microstructure à gros grains alors qu'elle peut avoir lieu sur une inclusion, une hétérogénéité de niobium, ou sur un grain pour la microstructure DA. Les essais sur éprouvettes à Kt, où seule la microstructure DA a été étudiée, ont montré un amorçage s'effectuant uniquement en surface. Comme pour les éprouvettes lisses, l'amorçage peut avoir lieu sur grain ou sur inclusion. De plus, pour une contrainte nominale donnée, une augmentation de la valeur de la concentration de contraintes conduit à une diminution de la durée de vie qui dépend de la valeur du Kt.

Les éprouvettes testées en flexion, sur la microstructure à gros grains, conduisent à des durées de vie similaires aux essais réalisés sur éprouvettes lisses. Ceci indique, que l'effet de gradient, présent dans l'éprouvette de flexion, ne semble pas avoir beaucoup d'influence sur la durée de vie en fatigue. Des essais complémentaires sont à réaliser sur les deux microstructures pour vérifier cet aspect.

Enfin, un fort effet de contrainte moyenne a été observé grâce à l'utilisation de trois rapports de charge différents pour les essais réalisés sur éprouvettes lisses en déformation imposée.

Les essais réalisés sur les éprouvettes à concentration de contraintes grenillées ont ensuite été présentés. Ces essais montrent que le grenailage induit un gain en termes de durée de vie. Ce gain est d'autant plus grand que la sollicitation appliquée est faible. Un amorçage en surface ou en interne a été observé selon le niveau de chargement appliqué.

Sur la base de ces données expérimentales, un modèle déterministe a été proposé. Le modèle, identifié à partir des données obtenues sur les éprouvettes lisses, n'a pas permis de prédire correctement la durée de vie en fatigue des éprouvettes à concentration de contraintes. En effet, ce modèle se veut trop conservatif et ne permet pas de prendre en compte les effets d'entaille et d'échelle observés sur les éprouvettes à Kt.

Une approche probabiliste a donc été mise en place. Dans un premier temps, une approche écrite en volume a été proposée, montrant une nette amélioration dans la prédiction de la durée de vie. Dans un deuxième temps, l'approche en surface, a été testée et montre une bonne corrélation entre les essais expérimentaux et la modélisation, notamment pour les éprouvettes présentant la concentration de contraintes la plus faible. Elle est en revanche trop conservatrice pour les éprouvettes les plus fortement entaillées. Ce conservatisme peut être expliqué par le fait que cette approche ne prend pas en compte directement les effets d'entaille. Une approche non locale, appliquée avant le post-traitement en fatigue, est envisagé pour améliorer la modélisation actuelle.

Finalement la chaîne de modélisation proposée dans cette thèse a été appliquée afin de prédire la durée de vie en fatigue d'éprouvettes grenillées. L'influence de l'introduction uniquement des contraintes résiduelles, ou des contraintes résiduelles et de l'érouissage, a été présentée et discutée. Trois post traitements ont été ensuite appliqués pour prédire la durée de vie en fatigue : le modèle déterministe, l'approche probabiliste en volume et l'approche probabiliste en surface.

Le modèle déterministe est, comme pour les éprouvettes grenillées, trop conservatif.

L'approche en volume permet d'obtenir des résultats très proches des données expérimentales. En revanche, cette approche ne permet pas de retranscrire l'influence de l'érouissage sur la durée de vie en fatigue.

Des amorçages en surface ayant été observés pour les plus forts niveaux de chargement imposés, pour les deux géométries à concentration de contraintes, il a été proposé d'appliquer une approche probabiliste en

surface afin d'évaluer la capacité de cette approche à prédire correctement la durée de vie en fatigue pour ces niveaux de chargement. Il s'avère qu'en l'état, l'approche probabiliste en surface ne permet pas de prédire correctement la durée de vie en fatigue pour les plus forts chargements, malgré la prise en compte de l'écaillage dans la modélisation. Des améliorations apparaissent nécessaires pour prendre en compte le gradient de contrainte induit par la concentration de contraintes ainsi que la rugosité de surface générée lors du grenailage.

Conclusion générale et perspectives

Les travaux présentés dans ce mémoire de thèse avaient pour objectif de proposer une méthodologie permettant de prendre en compte le grenailage dans la prédiction de la durée de vie en fatigue de pièces en Inconel 718. Pour cela, deux approches complémentaires ont été mises en œuvre : une approche expérimentale et une chaîne de modélisation.

Dans un premier temps, une étude préliminaire a permis de définir les différentes matrices expérimentales. Trois microstructures ont été investiguées pour évaluer l'effet d'une modification microstructurale sur l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue.

Dans un deuxième temps, l'évolution des contraintes résiduelles et de l'érouissage induits par grenailage a été étudiée pour différentes sollicitations, thermique et mécaniques (à 20°C et 550°C). Les résultats montrent que la relaxation des contraintes résiduelles sous sollicitation thermique est très fortement influencée par la quantité d'érouissage induite lors du grenailage. Aussi, une relaxation uniquement partielle des contraintes résiduelles a été observée sous ces diverses sollicitations. Ces résultats intermédiaires ont permis de définir les principaux objectifs de la loi de comportement : permettre de traduire la relaxation partielle des contraintes résiduelles tout en étant apte à reproduire le comportement cyclique en fatigue.

Une loi de comportement a donc été proposée par la suite afin de traduire les mécanismes observés expérimentalement et de prendre en compte l'influence de la taille des grains. L'érouissage induit par le grenailage ayant un impact non négligeable sur la relaxation partielle des contraintes résiduelles, une étude de son influence sur le comportement de la couche grenillée a été menée notamment par la mise en place d'essais de flexion *in situ* sous MEB. Une méthodologie a ensuite été proposée et mise en œuvre pour l'introduire, au même titre que les contraintes résiduelles, dans la modélisation.

Finalement, l'étude de l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue a été réalisée en effectuant des essais de fatigue sur des éprouvettes à concentration de contraintes, à 550°C. Comme attendu, le grenailage induit une augmentation de la durée de vie en fatigue pour ces éprouvettes. Deux approches de modélisation ont été proposées pour prédire leur durée de vie en fatigue, un modèle déterministe et une approche probabiliste. Il s'est avéré que l'approche probabiliste est plus à même de prédire correctement la durée de vie en fatigue des structures grenillées car elle permet de rendre compte naturellement des effets de gradient de contrainte et de volume observés pour les éprouvettes à concentration de contraintes testées.

Approche expérimentale : Caractérisation des effets du grenailage

L'approche expérimentale s'est déroulée en trois grandes étapes.

La première étape consistait à évaluer les champs mécaniques induits lors du grenailage. Pour cela, des analyses de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X ont été réalisées à l'Université de Technologie de Troyes. En parallèle, une méthodologie de calibration, basée sur les travaux de Prevéy a été mise en place [Prevéy, 1987]. Trois techniques de caractérisation : DRX, EBSD et microdureté ont été investiguées dans cette thèse en exploitant différents types de sollicitations, traction, compression et cyclique, à 20°C et 550°C, pour différentes vitesses de déformation. L'écroissage est alors identifié comme une valeur de déformation plastique équivalente uniaxiale. **Les résultats, obtenus dans cette thèse, viennent apporter de nouveaux éléments concernant cette méthodologie.** Premièrement, la comparaison des différentes techniques de caractérisation a permis de montrer que la diffraction des rayons X et l'analyse EBSD donnent des résultats similaires. En revanche, la microdureté ne donne pas des résultats permettant de caractériser immédiatement l'écroissage induit par grenailage. Des développements supplémentaires, qui pourraient s'inspirer des travaux de Li, s'avèrent nécessaires pour caractériser l'écroissage avec cette technique [Li, 2015]. Deuxièmement, cette étude montre la dépendance de la calibration à la microstructure. Une calibration propre à chaque microstructure a donc été entreprise et a permis de les comparer suite à différentes conditions de grenailage. Enfin, les mesures pour différentes vitesses de déformation imposées montrent que la calibration est dépendante de ce paramètre, aspect qui n'avait jamais été mis en avant dans la littérature auparavant. Une des améliorations encore possible serait d'étendre la méthode en réalisant des essais multiaxiaux.

L'ensemble de ces résultats confirment combien il est difficile d'évaluer quantitativement l'écroissage induit par grenailage quelle que soit la technique de caractérisation utilisée.

Dans un second temps, l'évolution de l'état mécanique résultant du grenailage sous différentes sollicitations a été étudiée. Pour les deux types de sollicitation investiguées, purement thermique à 550°C, et mécaniques à 20°C et 550°C, une relaxation partielle des contraintes résiduelles a été observée. Il apparaît que **l'écroissage induit par grenailage a une influence modérée sur la relaxation mécanique des contraintes résiduelles mais importante sur la relaxation thermique des contraintes résiduelles.** Cependant, nous disposons de peu de mesures après fatigue. La réalisation d'essais cycliques complémentaires à 20°C, pour des conditions de grenailage très différentes en termes d'écroissage, devrait permettre de consolider ces résultats.

Afin d'être capable de prédire le comportement cyclique en fatigue, et la relaxation partielle des contraintes résiduelles en service, des essais de comportement ont été réalisés à 20°C et 550°C. L'objectif de ces essais était de mettre en avant les différents mécanismes pouvant être présents dans l'Inconel 718, pour les trois microstructures, et les deux températures investiguées. Associés à ces essais, différents dépouillements ont été proposés afin d'établir et justifier le formalisme de la loi de comportement. Ces essais ont fait apparaître la présence d'une relaxation partielle de la contrainte moyenne sous chargement cyclique dissymétrique accompagné d'un adoucissement cyclique, phénomènes déjà mentionnés dans la littérature pour ce matériau. Nos travaux montrent, en complément, pour les trois microstructures d'études, la présence d'effet Marquis couplé à un effet mémoire portant sur les mécanismes d'écroissages cinématiques. De plus, **la méthode de dépouillement des essais proposée dans cette thèse présente un intérêt majeur pour identifier les mécanismes et les paramètres de la loi de comportement,** ouvrant de nouvelles perspectives concernant le développement de nouveaux formalismes.

Enfin, la dernière étape de l'approche expérimentale visait à étudier l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue. Cette étude a été menée en réalisant des essais de fatigue à 550°C sur des éprouvettes à concentration de contraintes grenillées. Il apparaît que **le grenailage est d'autant plus bénéfique que le chargement imposé est faible,** ce qui tend à confirmer le fait que la durée de vie en fatigue est essentiellement pilotée par la valeur des contraintes résiduelles présentes dans le matériau. Deux types d'amorçage sont observés sur les éprouvettes grenillées. Pour les plus faibles chargements, l'amorçage s'effectue au cœur de l'éprouvette, sur un grain ou une inclusion dont la taille est supérieure à la taille des grains envi-

ronnants, à une distance de la surface environ égale à la profondeur de contraintes résiduelles de compression induites lors du grenailage. Pour les plus forts chargements, l'amorçage s'effectue en surface. L'amorçage peut alors être causé par un défaut de surface (cratère induit par un impact de la grenaille) ou par la présence d'un grain ou d'une inclusion de taille supérieure à celles des grains voisins. Il n'a pas été possible, sur la base des essais réalisés, de définir précisément les efforts pour lesquels un changement de la nature de l'amorçage est observé, la réalisation d'essais complémentaires s'avère nécessaire pour y répondre. De la même manière, il est à noter que les essais réalisés en déformation imposée, pour différents rapports de charge, à 550°C, sur lesquels sont identifiées les approches en fatigue, seraient à compléter pour valider nos choix d'identification.

Chaîne de modélisation : prédiction de l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue

Pour prédire la durée de vie en fatigue de pièces grenillées, une chaîne de modélisation a été proposée et validée. Comme pour l'approche expérimentale, ce travail se décompose en trois grandes étapes.

La première étape a consisté à introduire les champs mécaniques induits par grenailage dans la modélisation. Pour cela, la méthode des eigenstrains a été appliquée. Cette méthode consiste à introduire directement dans un calcul par éléments finis, un champ d'eigenstrains (ou déformation libre) calculé à partir des contraintes résiduelles, déterminées sur massif semi-infini, en exploitant les équations de la mécanique des milieux continus. Ce champ d'eigenstrains, en supposant les conditions de grenailage équivalentes, a ensuite été transposé sur nos éprouvettes cylindriques lisses et à concentration de contraintes. Cependant, Gelineau montre que cette méthodologie n'est pas totalement adéquate lorsque l'épaisseur de la pièce est inférieure à 5 mm, comme sur les éprouvettes de flexion ou a fortiori nos éprouvettes cylindriques à concentration de contraintes. Les contraintes résiduelles ayant un rôle majeur sur l'impact de la durée de vie en fatigue, des développements sont en cours dans la thèse de Gelineau pour pallier à ces limitations [Gelineau, 2017]. Par ailleurs, il est apparu difficile de déterminer les contraintes résiduelles sur les éprouvettes à concentration de contraintes même pour les éprouvettes les plus faiblement entaillées. La taille des rayons de courbure de ces éprouvettes est en effet trop faible pour pouvoir réaliser des mesures de contraintes résiduelles avec les outils conventionnels, utilisés en laboratoire. La possibilité de déterminer les champs mécaniques pour ces géométries d'éprouvettes, à l'aide de mesures aux synchrotrons, permettrait de statuer sur la validité de la méthodologie d'introduction des contraintes résiduelles employée ici. En parallèle, la réalisation de simulations du procédé de grenailage sur éprouvettes à Kt en exploitant les outils mis en place par Boyer dans sa thèse pourrait apporter des éléments de réponse supplémentaires [Boyer, 2017].

Nous avons ensuite souhaité introduire l'écroissage induit par grenailage dans la modélisation. **Trois méthodes ont été investiguées afin d'établir un lien entre cet écroissage post grenailage et les variables internes de la loi de comportement.** Les deux premières méthodes investiguées n'ont pas permis de répondre de manière claire à la problématique mais ont en revanche permis d'établir deux conclusions majeures.

Premièrement, les essais de flexion *in situ* sous MEB, n'ont pas montré une augmentation de la limite d'élasticité, contrairement à ce qui est couramment avancé dans la littérature, tant en exploitant les analyses EBSD ou l'évolution de la déformation en peau mesurée par corrélation d'images lors d'une sollicitation monotone. Néanmoins, une analyse simple, basée sur la théorie des poutres, a montré que le dimensionnement des éprouvettes est à améliorer pour espérer exacerber les effets du grenailage. L'extension à des cas des sollicitations cycliques et en température constitue une perspective d'intérêt majeure pour une prise en compte pertinente de l'écroissage résultant du grenailage.

Deuxièmement, en exploitant les largeurs à mi-hauteur des pics de diffraction et le paramètre KAM mesuré par analyse EBSD, **il a été possible d'établir un lien direct, entre l'écroissage induit par grenailage, et la déformation plastique équivalente de Von Mises.** Ceci permet d'apporter de nouveaux éléments de réponse concernant la définition de ce que peut représenter l'écroissage induit par grenailage. La déformation plastique équivalente de Von Mises représente donc une quantité pertinente pour qualifier l'écroissage généré lors du grenailage. Les résultats de Boyer montrant une très bonne correspondance

des profils expérimentaux à ceux obtenus au travers de la simulation par éléments finis tendent à conforter ce résultat. En revanche, la calibration expérimentale de l'érouissage ne permet pas, en l'état, d'initialiser les variables internes de la loi de comportement. Une approche spécifique, s'appuyant sur les résultats obtenus à l'aide de la simulation du procédé de grenailage réalisée par Boyer dans sa thèse a donc été proposée [Boyer, 2017]. L'approche proposée fonctionne mais peut être améliorée. En effet, nous proposons d'exploiter les trajets de chargement obtenus suite à la simulation du procédé de grenailage pour initialiser les paramètres de la loi de comportement de fatigue. Cette approche apparaît très prometteuse pour permettre un chaînage complet, allant de la simulation du procédé à la prévision en fatigue de structures grenillées.

La deuxième étape de la chaîne de modélisation consistait à prédire l'évolution des contraintes résiduelles sous différentes sollicitations. Une loi de comportement a été développée pour répondre à cette problématique. **La loi de comportement finalement retenue permet une bonne description des mécanismes d'érouissage cycliques mis en avant sur le matériau et de traduire la relaxation partielle de la contrainte moyenne sous chargement cyclique dissymétrique.** Pour prendre en compte la taille des grains, une approche phénoménologique a été adoptée en appliquant une loi Hall-Petch. Cette approche semble concluante à la vue des comparaisons entre la simulation et les essais expérimentaux.

La mise en œuvre de la loi permet de prédire la relaxation des contraintes résiduelles sous chargements thermique et mécanique, avec ou sans prise en compte de l'érouissage induit par grenailage. La prise en compte de l'érouissage induit par grenailage conduit à une amélioration de la prédiction de la relaxation thermique et mécanique des contraintes résiduelles à 550°C mais n'améliore pas la modélisation à 20°C. La mise en place de la méthodologie reposant sur une initialisation des variables internes de la loi de comportement en s'appuyant sur des trajets de chargement, issus de la simulation du grenailage, pourrait permettre d'améliorer la modélisation proposée. De plus, l'introduction d'un terme de restauration statique dans le formalisme est une voie envisagée pour augmenter la prédiction du modèle actuel pour les sollicitations thermiques seules.

La dernière étape de la chaîne de modélisation consiste à post-traiter les champs mécaniques relaxés, pour prédire la durée de vie en fatigue de structures grenillées. Pour cela, un modèle déterministe a dans un premier temps été proposé. Cependant, il n'a pas permis de prédire correctement la durée de vie en fatigue des éprouvettes à concentration de contraintes non grenillées du fait de la forte présence d'effet d'échelle dans le matériau. Deux approches probabilistes de type log-Weibull, écrites en volume et en surface, ont alors été mises en place. Ces deux approches montrent une nette amélioration dans la prédiction de la durée de vie en fatigue d'éprouvettes à Kt non grenillées, notamment lorsque l'approche en volume est appliquée. Il faut noter que la méthodologie a été mise en place sur une base de données qui pourrait être enrichie afin d'améliorer la prévision des queues de courbe du modèle probabiliste.

L'approche en surface présente l'inconvénient de ne pas prendre en compte les effets d'entaille, ce qui induit une prédiction de la durée de vie en fatigue trop conservatrice pour les éprouvettes présentant la concentration de contraintes la plus élevée. Une approche couplée entre l'approche probabiliste en surface et les approches non locales, telles qu'utilisées pour prendre en compte les effets de gradient, sera mise en œuvre prochainement pour perfectionner la modélisation actuelle.

Finalement la chaîne de modélisation proposée dans cette thèse a été appliquée afin de prédire la durée de vie en fatigue d'éprouvettes grenillées. Le modèle déterministe, ainsi que les approches probabilistes, ont tour à tour été exploitées. Le modèle déterministe apparaît, comme pour les éprouvettes non grenillées, trop conservatif.

L'approche probabiliste en surface a été mise en œuvre pour prédire la durée de vie en fatigue pour les plus forts chargements, pour lesquels un amorçage en surface a été observé expérimentalement. Elle prédit une durée de vie en fatigue des éprouvettes grenillées bien supérieure à la durée de vie observée expérimentalement. Des améliorations seraient donc nécessaires pour prendre en compte le gradient de contrainte induit en fond de concentration de contraintes ainsi que la rugosité induite lors du grenailage. On notera tout de même que l'utilisation de cette approche probabiliste en surface représente le meilleur moyen de prendre en compte l'influence de l'érouissage induit par grenailage.

L'approche probabiliste, en volume, permet d'obtenir des résultats très prédictifs sur l'ensemble des essais. La méthodologie proposée apparaît donc très prometteuse et nécessitera d'être validée à l'aide d'essais sur d'autres éprouvettes comme des éprouvettes de flexion pour lesquelles des essais sont en cours de réalisation. De plus, les premiers résultats obtenus, concernant l'intégration des effets microstructuraux comme la taille des grains, sont très satisfaisants et permettent d'augmenter la confiance que l'on peut avoir envers la méthodologie mise en place dans cette thèse. Une étude systématique de microstructures modèles, permettrait d'apporter des compléments sur les effets d'interaction entre la microstructure, l'écroutissage et la relaxation des contraintes résiduelles, sur la tenue en fatigue.

Annexes Chapitre 3

Protocoles de mesure et d'analyse des résultats par diffraction des rayons X

Les conditions de mesures par diffraction des rayons X sont présentées succinctement ici. De plus amples informations concernant le choix du tube de diffraction des rayons X et des pics observés ou encore la ré-pétabilité des mesures sont présentées dans la thèse de Boyer [Boyer, 2017].

Un diffractomètre quatre cercles Seifert PTS est utilisé pour réaliser les mesures par diffraction des rayons X. Le détecteur utilisé pour le comptage des électrons est de type PSD (Position Sensitive Detector) ; le faisceau incident est concentré à l'aide d'un collimateur de 2 mm de diamètre. Les mesures sont effectuées dans le but d'utiliser la méthode $\sin^2\chi$ pour déterminer les contraintes résiduelles. L'échantillon est monté sur un goniomètre de diffraction dont les mouvements élémentaires θ et 2θ sont respectivement relatifs à l'échantillon et au détecteur de rayons X. Le pas d'acquisition est $\Delta 2\theta = 0,05^\circ$.

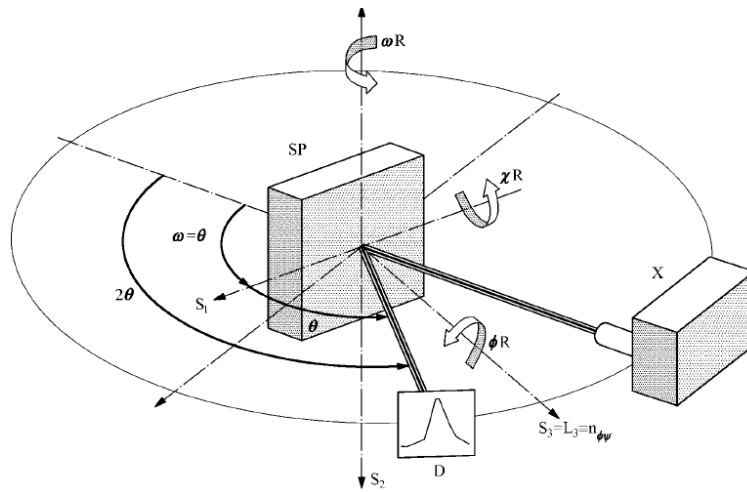


Figure A- 1. Schéma du montage goniométrique. D = Détecteur (PSD), X = Tube émetteur.

Un tube de Cobalt est utilisé et le pic (311) est choisi pour réaliser les mesures. Quarante minutes sont nécessaires pour réaliser une acquisition complète et proposer une valeur de contraintes résiduelles. La profondeur affectée par les rayons X est comprise entre 2 et 4 μm .

Ces conditions de mesures et de diffraction sont en accord avec les recommandations de la norme française et européenne sur les mesures de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X (NF 15305) hormis pour la position du pic de diffraction qui est en dehors de ces recommandations. Une étude complémentaire sur l'impact de cet aspect sur l'évaluation des contraintes résiduelles est présentée dans la thèse de Boyer [Boyer, 2017]. Il en résulte que l'incertitude de mesure sur la contrainte est de 9 MPa, ce qui est peu significatif à la vue des valeurs rencontrées en grenailage.

La mesure de contraintes résiduelles se fait suivant la méthode des $\sin^2(\chi)$. Les valeurs de χ sont au nombre de 11, alternées asymétriquement autour de 0° afin de mieux détecter les contraintes de cisaillement a priori faibles. Ces valeurs s'étendent de 0 à 60° en valeur absolue. Le temps de comptage utilisé permet d'obtenir, sur un pic libre de contrainte à incidence normale, un rapport de netteté d'environ 1,75.

Quatre géométries différentes ont été étudiées : pions parallélépipédiques, éprouvettes cylindriques, éprouvettes de flexion 4 points in-situ et éprouvettes de flexion 4 points macroscopiques (Figure A- 2). La majorité des analyses proposées dans ce chapitre a été effectuée sur des pions parallélépipédiques de dimensions 10 x 15 x 20 mm. Cette géométrie constitue la géométrie de référence pour la suite des analyses.

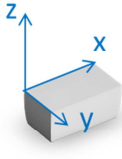
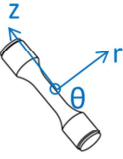
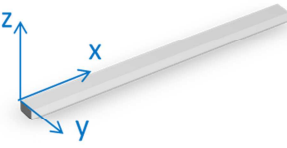

Pion parallélépipédique	Eprouvette cylindrique	Eprouvette de flexion 4 points <i>in-situ</i>	Eprouvette de flexion macroscopiques
			
Grenaillage de la face supérieure	Grenaillage de la partie utile	Grenaillage de deux grandes faces opposées	Grenaillage des deux grandes faces opposées

Figure A- 2. Géométrie des pièces étudiées en diffraction des rayons X.

Pour s'assurer d'évaluer uniquement les effets du grenaillage, tous les échantillons sont polis mécaniquement avant le traitement de grenaillage. Des mesures de profils de contraintes résiduelles et d'écrouissage ont été réalisées sur différents échantillons tests. Il en résulte que le profil de contraintes résiduelles obtenu sur pion non grenaillé, mais poli mécaniquement, présente de légères contraintes de traction sur les 200 premiers microns. Une variation entre -100 et 200 MPa est observée. Fort de ces résultats, il a été considéré que l'état de surface initial, i.e. après polissage mécanique, était négligeable par rapport aux contraintes résiduelles introduites lors du grenaillage. L'écrouissage résiduel demeure quant à lui très faible sur toute la profondeur explorée (Figure III-12).

Les contraintes résiduelles générées par le grenaillage et mesurées par diffraction des rayons X se sont révélées équi-biaxiales pour les pions parallélépipédiques sur plusieurs échantillons tests (Figure A- 3); la suite de la campagne est donc faite suivant la seule direction (\vec{x}). De plus, les contraintes de cisaillement ne seront pas évoquées dans la suite car inférieure à plus ou moins 50 MPa pour l'ensemble des mesures effectuées.

En raison de l'enlèvement de matière, nécessaire à la détermination des contraintes résiduelles en profondeur, les contraintes sont redistribuées au fur et à mesure des polissages successifs. Cette redistribution vient directement influencer sur la valeur réelle de contrainte résiduelle due au seul grenaillage. Afin de corriger la mesure, un calcul de rééquilibrage analytique basé sur les travaux de Castex est effectué [Castex, 1984]. Notons toutefois qu'étant donné la géométrie des éprouvettes étudiées, la correction apportée est négligeable (Figure A- 4).

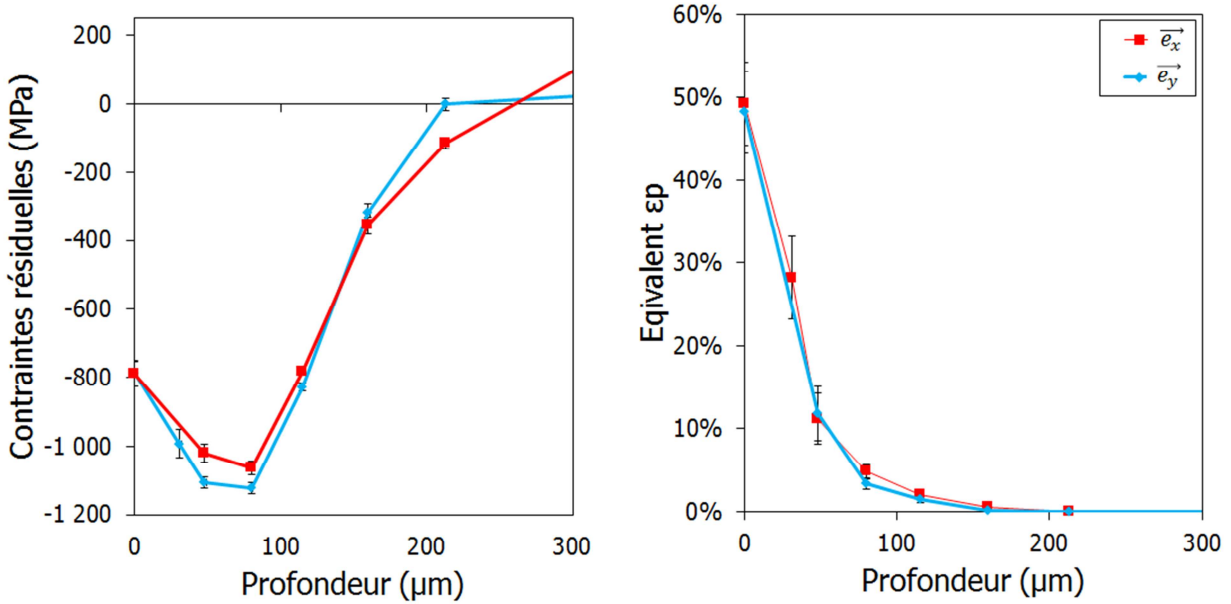


Figure A- 3. Comparaison des profils de contraintes résiduelles obtenus après grenaillage dans deux directions.

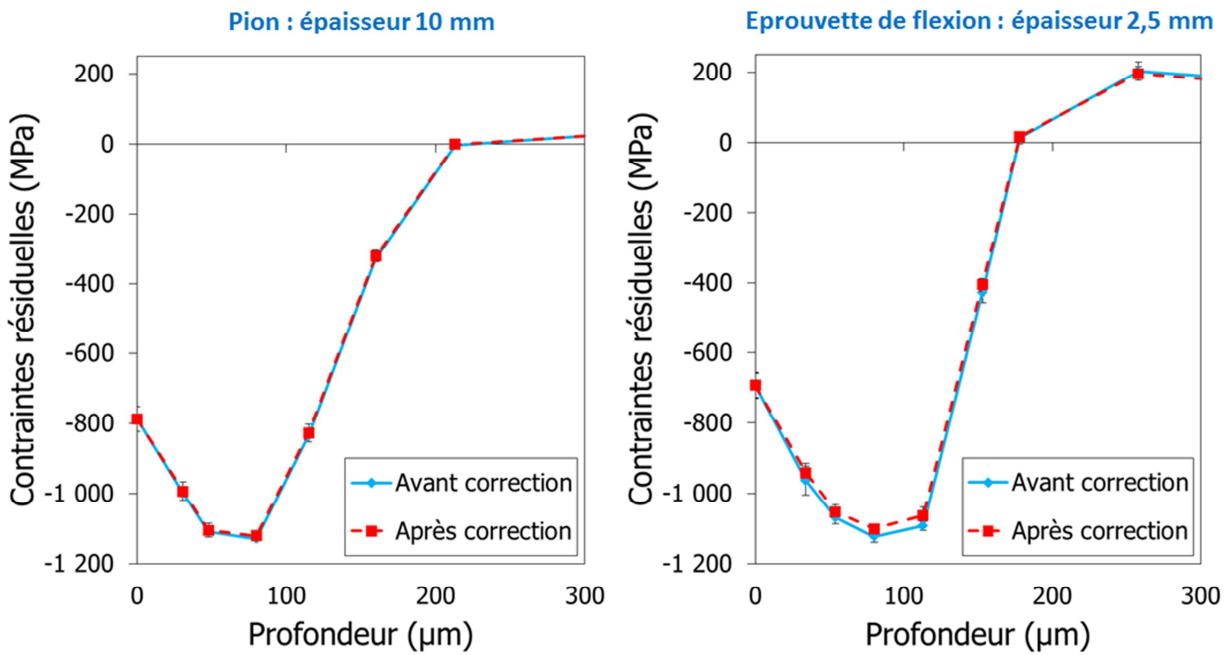


Figure A- 4. Correction de l'enlèvement de matière sur un pion parallélépipédique et une éprouvette de flexion.

Les mesures sur éprouvettes cylindriques ont été effectuées afin d'analyser la relaxation sous chargement mécanique des contraintes résiduelles et de l'écroutissage induit par grenaillage. Les directions utilisées pour réaliser les mesures sont celles du repère proposé dans la Figure A- 2. La direction \vec{e}_r représente la direction normale à la surface de l'éprouvette. La direction \vec{e}_θ représente la direction tangentielle, perpendiculaire à la direction de sollicitation \vec{e}_z de l'éprouvette en fatigue.

Deux corrections sont apportées aux mesures réalisées sur éprouvettes cylindriques. La première concerne l'aspect géométrique. Lorsque la surface de l'échantillon analysée n'est plus plane mais convexe, la surface irradiée par diffraction des rayons X est modifiée par rapport à la surface plane. Il a été montré par [M. François, 1996] que pour avoir une erreur inférieure à 10 % lors d'une mesure de contraintes résiduelles dans la direction de courbure maximale, le diamètre du faisceau incident des rayons X doit être inférieur à

$\frac{1}{4}$ du rayon de courbure des éprouvettes. Pour prendre en compte ces aspects une correction proposée par François et al. est utilisée [M. François et al., 1995]. La deuxième correction apportée est une correction de Moore et Evans. Elle permet de prendre en compte le rééquilibrage des contraintes suite à l'enlèvement de matière [Moore et al., 1956].

La Figure A- 5 présente les profils de contraintes résiduelles avant correction, après correction et après correction géométrique et de l'enlèvement de matière. La correction géométrique est la plus importante et n'est pas négligeable. Elle est plus élevée dans la direction \vec{e}_θ .

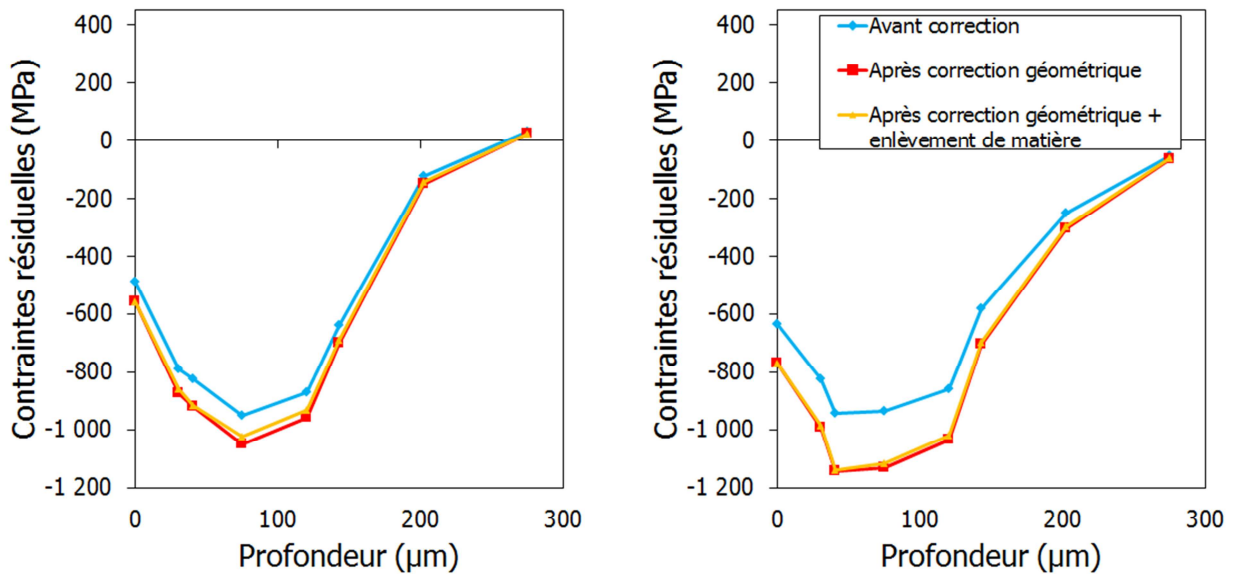


Figure A- 5. Corrections apportées pour déterminer le profil des contraintes résiduelles d'une éprouvette cylindrique, mesures dans la direction \vec{e}_z et la direction \vec{e}_θ .

La Figure A- 6 présente les notations utilisées pour décrire la forme des profils de contraintes résiduelles et d'érouissage induits par grenailage.

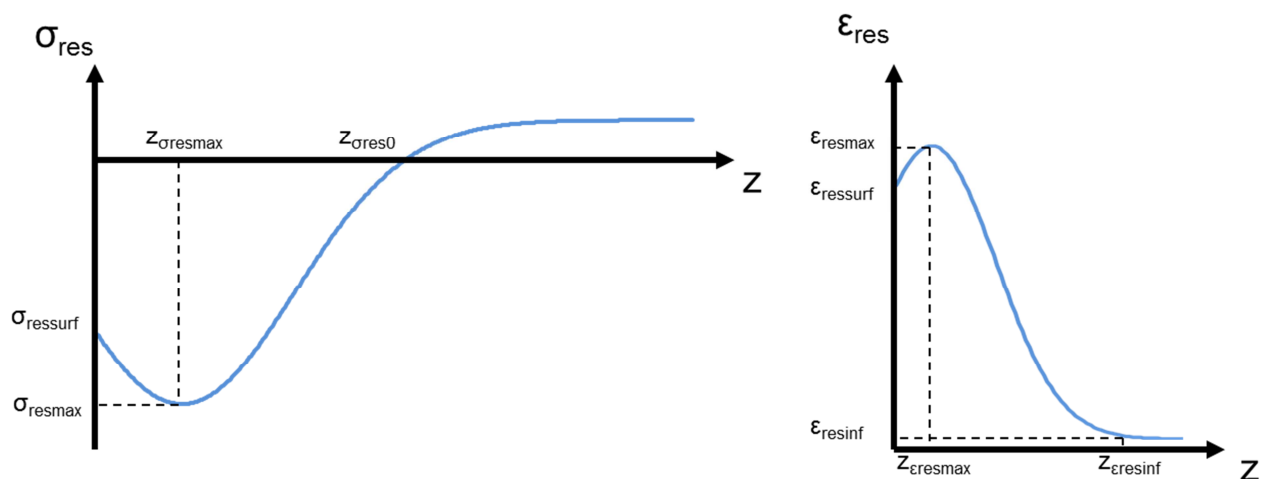


Figure A- 6. Notations utilisées pour décrire la forme des profils de contraintes résiduelles et d'érouissage induits par grenailage.

Matrice d'essais : étude de l'influence des paramètres microstructuraux et des conditions de grenailage sur les contraintes résiduelles et l'érouissage

La Figure A- 7 présente une matrice d'essais simplifiée des mesures par diffraction réalisées dans ce chapitre. NR signifie que l'éprouvette est menée jusqu'à rupture. NR/2 signifie que l'éprouvette est menée jusqu'à la moitié de la durée de vie prévisionnelle. Chaque point de la matrice d'essais représente le fait qu'au moins un profil de contraintes résiduelles et d'érouissage induits par grenailage a été mesuré.

Etude de l'état mécanique après grenailage

Géométrie de l'éprouvette	Microstructures								
	DA			Gros grains			Gros grains et gros précipités		
Pion	●	●	●	●	●	●	●	●	●
Eprouvettes cylindrique lisse	●	●	●						
Eprouvette de flexion 4 points <i>in-situ</i>	●		●						
Eprouvette de flexion macroscopique	●		●			●			

Etude de la relaxation thermique des contraintes résiduelles à 550°C

Temps de maintien	Microstructures								
	DA			Gros grains			Gros grains et gros précipités		
30 minutes		●	●		●	●		●	●
Une heure		●	●		●	●		●	●
Cinq heures		●	●		●	●		●	●
Cinquante heures		●	●		●	●		●	●
Cinq cents heures		●	●		●	●		●	●

Etude de la relaxation mécaniques des contraintes résiduelles

Conditions de l'essai	Microstructures								
	DA			Gros grains			Gros grains et gros précipités		
$\epsilon_{normée} = 1, 550^{\circ}\text{C}, \text{NR}$			●			●			
$\epsilon_{normée} = 1, 550^{\circ}\text{C}, \text{NR}/2$			●						
$\epsilon_{normée} = 1, 550^{\circ}\text{C}, 1 \text{ cycle}$			●						
$\epsilon_{normée} = 1,3, 550^{\circ}\text{C}, 1 \text{ cycle}$			●						
$\epsilon_{normée} = 0,7, 550^{\circ}\text{C}, \text{NR}$			●			●			
$\epsilon_{normée} = 1, 20^{\circ}\text{C}, \text{NR}$			●			●			
$\epsilon_{normée} = 1, 20^{\circ}\text{C}, 1 \text{ cycle}$			●						
$\epsilon_{normée} = 1, 20^{\circ}\text{C}, \text{NR}$			●			●			

Type d'essai : ● Non grenailé ● G1 ● G2

Figure A- 7. Matrice d'essais simplifiée permettant l'étude de l'influence des paramètres microstructuraux et des conditions de grenailage sur les contraintes résiduelles et l'érouissage.

Etude de l'influence de la géométrie sur les profils de contraintes résiduelles et l'écroissage induits par grenailage

Mesures sur éprouvette cylindrique lisse

Parallèlement aux mesures réalisées sur pions, une campagne de mesure est réalisée sur des éprouvettes cylindriques. Les profils de contraintes résiduelles et d'écroissage mesurés sur ces éprouvettes sont comparés aux mesures réalisées sur pion (Figure A- 8). Les résultats sont relativement proches à la fois pour les contraintes résiduelles et l'écroissage induits par grenailage. On note tout de même que les contraintes résiduelles dans la direction \vec{e}_z sont inférieures d'environ 100 MPa par rapport aux contraintes résiduelles dans la direction \vec{e}_θ . Cet écart est très certainement dû au rééquilibrage des contraintes résiduelles qui diffère dans le sens long du sens radial de par la géométrie de l'éprouvette.

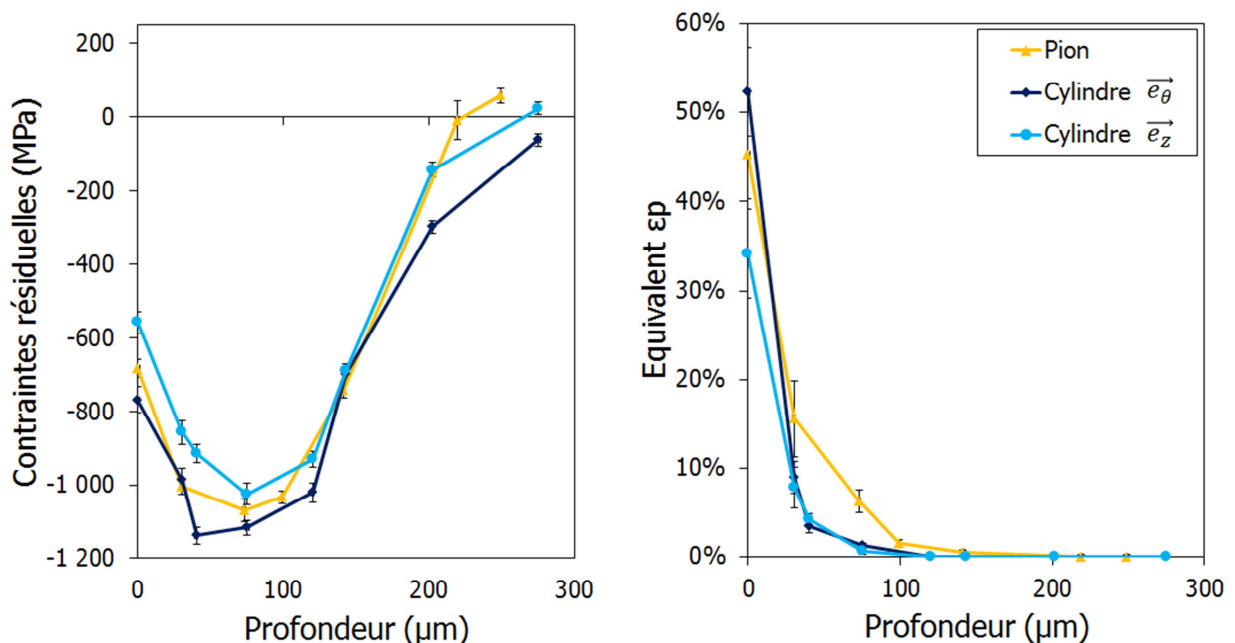


Figure A- 8. Mesures des contraintes résiduelles et d'écroissage après grenailage G2 sur un cylindre ; comparaison avec les mesures obtenues sur pion.

La Figure A- 9 présente les mesures réalisées à la surface de différentes éprouvettes cylindriques grenillées avec la condition de grenailage G2. L'éprouvette « référence cylindre » correspond à l'éprouvette de référence pour laquelle un profil dans la profondeur a été réalisé et comparé Figure A- 8 au profil obtenu sur pion. Les contraintes de compression $\sigma_{\theta\theta}$ sont légèrement supérieures aux contraintes σ_{zz} (-433 MPa en moyenne contre -537 MPa). L'écart-type est semblable dans les deux directions (55 MPa).

L'écroissage suit la même tendance. Les mesures dans la direction \vec{e}_θ sont légèrement supérieures à la direction \vec{e}_z (70 % en moyenne contre 60 %). En revanche l'écart type est plus important dans la direction \vec{e}_θ , 15 %, contre 4 % dans la direction \vec{e}_z .

Les faibles différences de contraintes résiduelles et d'écroissage entre l'éprouvette référence cylindre avec profil et le pion valide la démarche entreprise pour greniller les éprouvettes cylindriques.

En revanche, l'écart qui existe entre les éprouvettes dont la mesure n'a été réalisée qu'en surface et l'éprouvette référence cylindre avec profil est significatif. Les contraintes résiduelles de compression sont environ 100 MPa inférieures pour les éprouvettes dont la mesure n'a été réalisée qu'en surface. L'écroissage est quant à lui presque deux fois supérieur pour ces éprouvettes par rapport à l'état de référence. Les éprouvettes dont la mesure n'a été réalisée qu'en surface n'ont pas été grenillées lors de la même campagne que l'éprouvette référence cylindre avec profil. Il est possible qu'une modification des paramètres de grenailage soit à l'origine de ces différences marquées.

Des mesures similaires ont été réalisées pour la microstructure à gros grains. Des observations similaires peuvent être faites. On retrouve des valeurs selon la direction direction \vec{e}_θ supérieures à la direction \vec{e}_z pour les contraintes résiduelles et l'écroissage. Des différences également marquées sont observées entre le pion de référence et les mesures sur éprouvettes cylindriques. Là encore, la variabilité du procédé entre deux campagnes de grenailage est très certainement à l'origine de ces écarts.

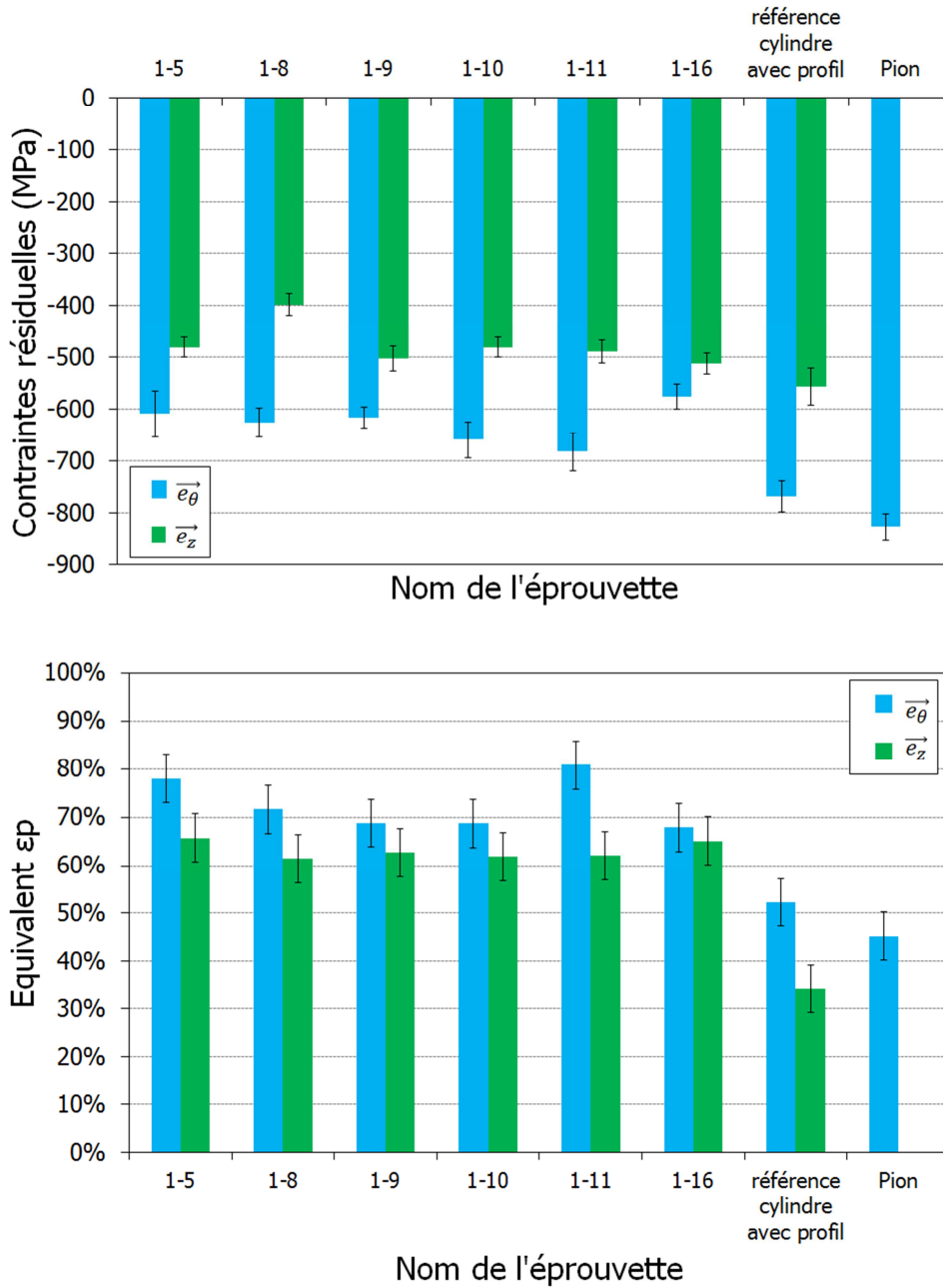


Figure A- 9. Influence de la géométrie sur les contraintes résiduelles et l'écroissage en surface de l'Inconel 718 DA, grenailé G2.

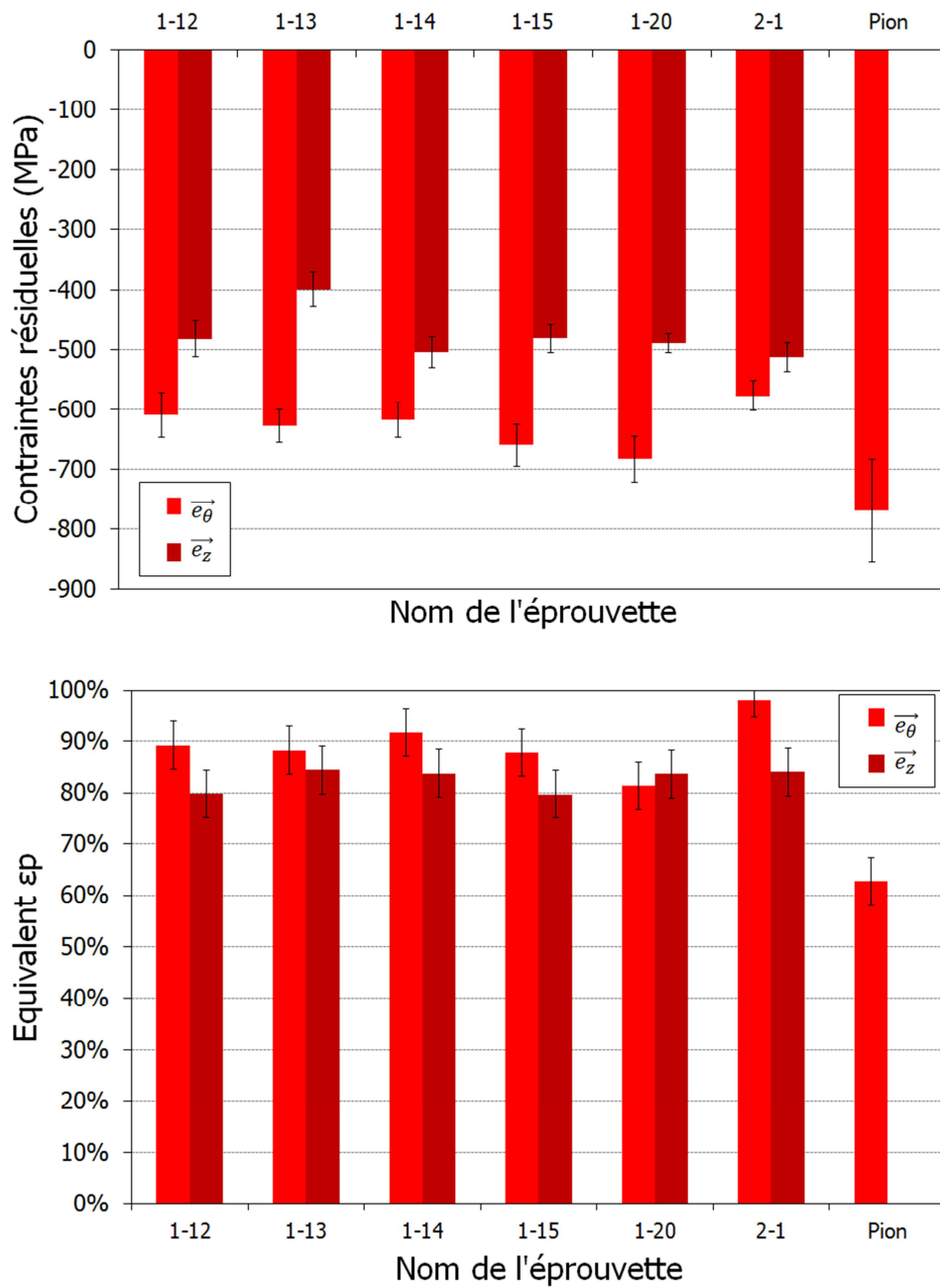


Figure A- 10. Influence de la géométrie sur les contraintes résiduelles et l'écroutissage en surface de l'Inconel 718 gros grains, grenailé G2.

Mesures sur Eprouvettes de flexion 4 points macroscopiques

La Figure A- 11 présente un schéma des mesures réalisées sur des éprouvettes de flexion 4 points macroscopiques (Figure A- 2) destinées à l'étude de l'influence du grenailage sur la durée de vie. Afin de vérifier l'homogénéité du traitement, trois zones sont investiguées (Gauche (G), Centre (C) et Droite (D)). Les deux faces de l'éprouvette étant grenillées, une mesure sur chaque face est réalisée (A et B).

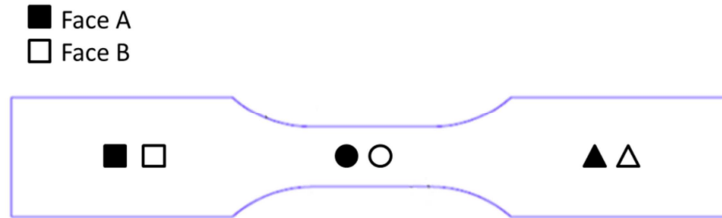


Figure A- 11. Mesures réalisées sur une éprouvette de flexion 4 points pour vérifier l'homogénéité du traitement de surface.

La Figure A- 11 présente les profils de contraintes résiduelles et d'érouissage obtenus sur une éprouvette de flexion 4 points macroscopique en Inconel 718 DA grenillée avec la condition G2 et possédant une épaisseur de 3 mm. Les mesures réalisées sur les faces A et B, à trois positions différentes de l'éprouvette (gauche, centre et droite) sont très similaires. Le traitement de grenailage est donc homogène sur l'ensemble de l'éprouvette. De plus, les valeurs obtenues sont plutôt proches du pion de référence (dont l'épaisseur est de 10 mm) hormis concernant l'épaisseur affectée par le grenailage qui est diminué d'environ 30 μm sur les éprouvettes de flexion 4 points macroscopiques par rapport au pion de référence. Cette diminution est directement à attribuer à l'épaisseur de l'éprouvette grenillée. Plus elle est faible, plus le passage en traction s'intensifie et induit une diminution de la profondeur affectée.

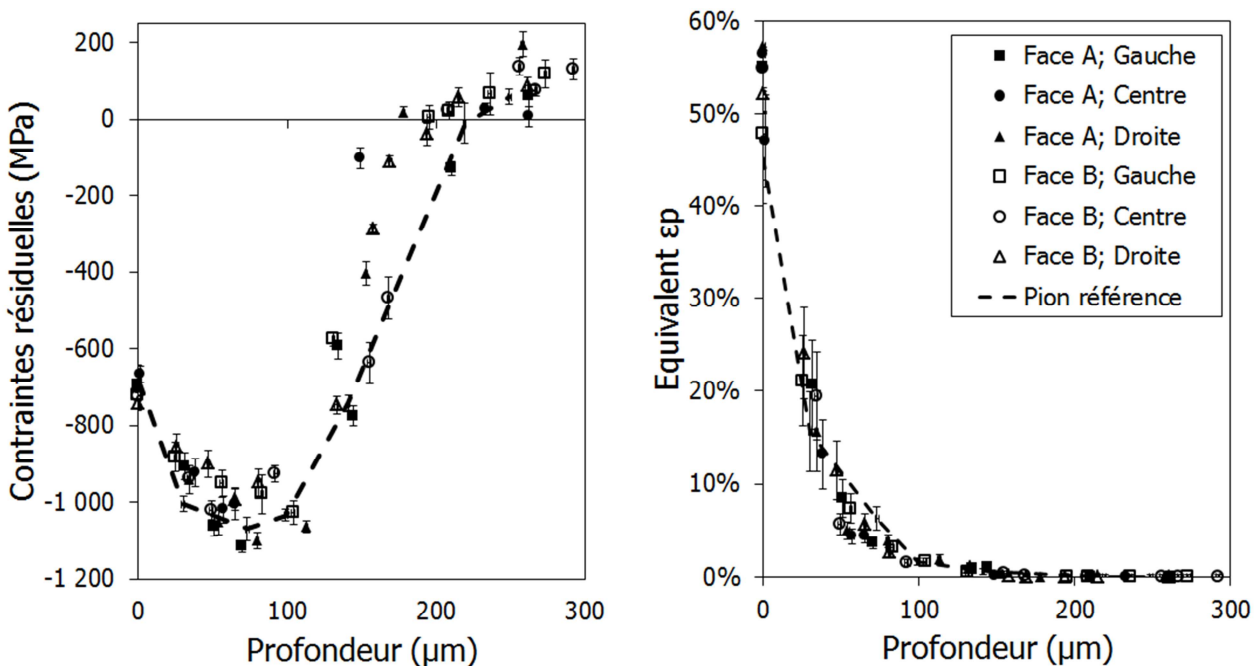


Figure A- 12. Profils de contraintes résiduelles et d'érouissage sur éprouvette de flexion 4 points macroscopique.

Des mesures similaires ont été réalisées uniquement en surface sur des éprouvettes en Inconel 718 gros grains grenillées avec la condition G2. Ces données sont comparées aux valeurs de référence obtenue sur pion (Figure A- 13). Dans l'ensemble, le traitement est relativement homogène et en accord avec les contraintes résiduelles et l'érouissage mesurés sur pion.

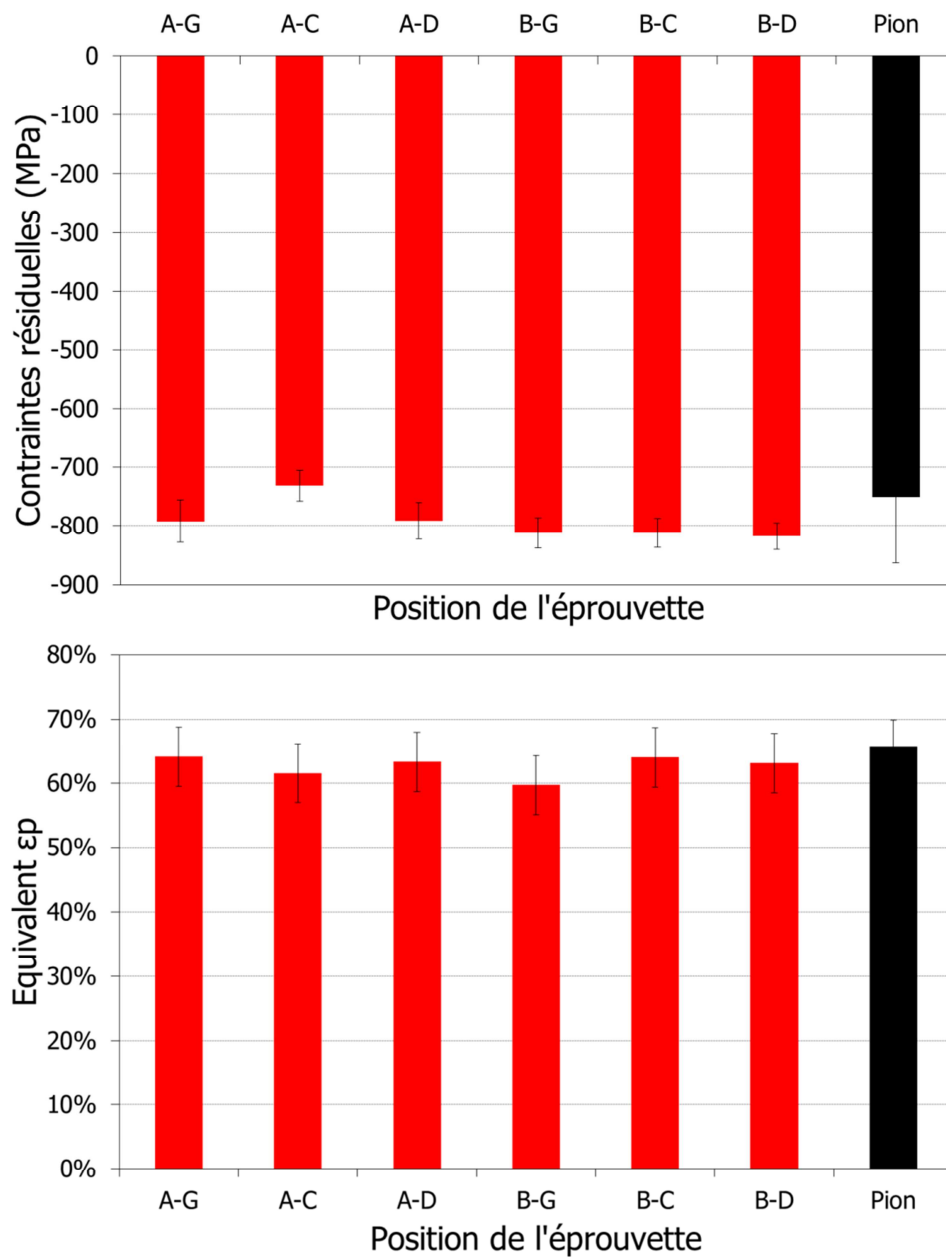


Figure A- 13. Mesures de contraintes résiduelles et d'écroissage à la surface d'éprouvettes de flexion 4 points en Inconel 718 gros grains grenailé avec la condition G2.

Mesures sur éprouvettes de flexion 4 points *in situ*

Les éprouvettes de flexion 4 points destinées à la réalisation d'essais *in situ* sous MEB sont grenillées des deux côtés. Une mesure de contraintes résiduelles et d'écroissage est cependant réalisée sur une seule face puisqu'il a été montré dans le paragraphe précédent que le grenillage est équivalent sur les deux faces opposées dans le cas des éprouvettes de flexion 4 points macroscopiques qui présentent la même épaisseur (Figure A- 2)). La Figure 0-1 montre une comparaison entre les mesures réalisées, dans les deux directions \vec{e}_x et \vec{e}_y , sur les éprouvettes de flexion 4 points *in situ* et les valeurs de référence obtenues sur le pion.

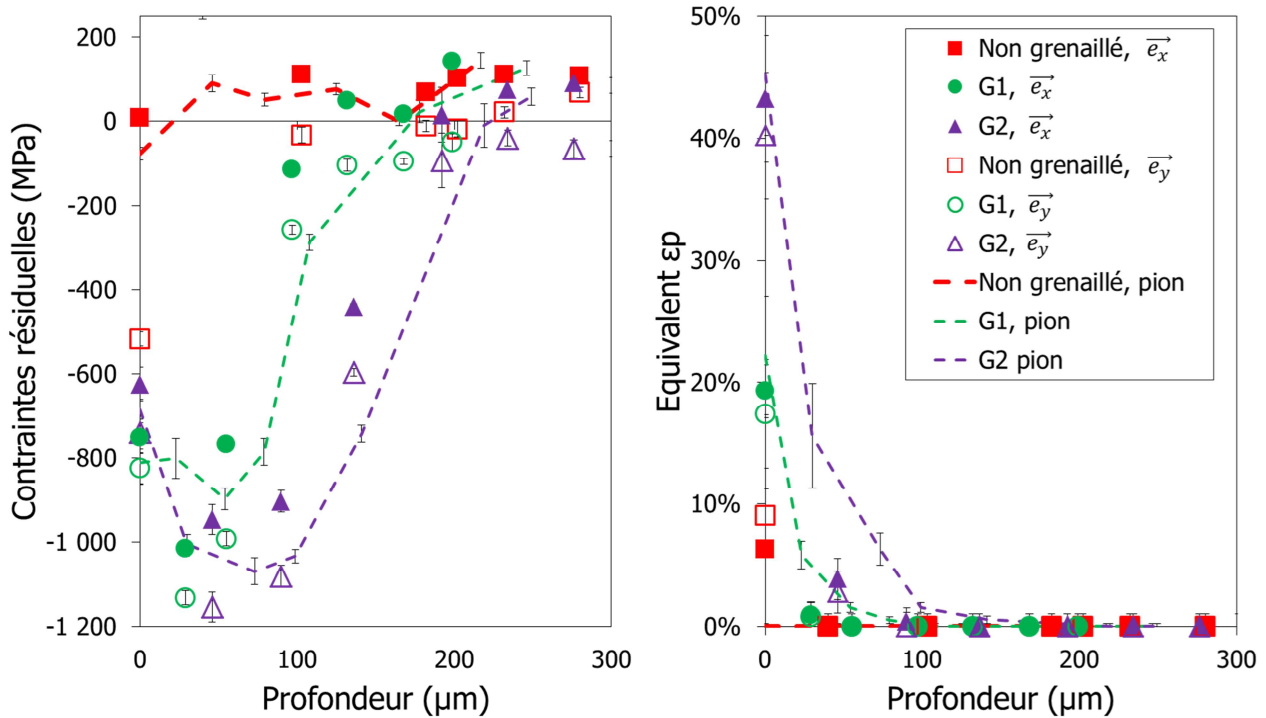


Figure 0-1. Profils de contraintes résiduelles et d'écroissage sur éprouvette de flexion 4 points *in situ* MEB.

Les mesures réalisées sur l'éprouvette de flexion 4 points *in situ* non grenillée présentent des valeurs de contraintes et d'écroissage en surface non négligeables. Ceci peut être expliqué par le fait que les éprouvettes *in situ*, contrairement aux pions, n'ont pas été polies mécaniquement. Elles sont brutes d'électroérosion. La profondeur affectée par l'usinage par électroérosion apparaît être inférieure à 50 µm.

Bien que les résultats obtenus sur éprouvette de flexion *in situ* soient globalement proches de l'état de référence mesuré sur pion des différences existent. Les contraintes résiduelles ne sont plus équi-biaxiales. Les mesures dans le sens long de l'éprouvette (\vec{e}_x) présentent des contraintes résiduelles plus faibles (200 Mpa au maximum) pour les deux conditions de grenillage. On rappelle que la longueur de l'éprouvette dans la direction \vec{e}_x est de 60 mm contre 3 mm dans la direction \vec{e}_y . Cette différence significative entre les deux dimensions a une influence certaine sur le rééquilibrage des contraintes résiduelles. En effet, la rigidité imposée par la structure va être plus importante dans la dimension la plus faible et va donc induire des contraintes résiduelles de compression plus importantes.

De plus, la profondeur affectée est, comme pour les éprouvettes de flexion macroscopiques, plus faible que sur pions.

Profils de contraintes résiduelles et d'écroissage après essai cyclique à 20°C et 550°C pour la microstructure à gros grains

Comme pour l'Inconel 718 DA, les éprouvettes sont sollicitées jusqu'à rupture à deux amplitudes de déformation normalisée $\epsilon_{\text{normalisée}} = 0,7$ et $\epsilon_{\text{normalisée}} = 1$ pour un rapport de charge $R_{\epsilon} = 0$. Comme précédemment, les mesures sont réalisées au loin de la zone d'amorçage.

Le profil des contraintes résiduelles obtenu après essai cyclique à 20 °C est différent pour les deux amplitudes de déformations appliquées et selon les deux directions de mesure. Le profil de contraintes résiduelles obtenu après une sollicitation à $\epsilon_{\text{normalisée}} = 0,7$ est relativement cohérent avec le profil initial puisque la forme du profil et la profondeur affectée est la même que l'état grenailé non sollicité. En revanche, le profil de contraintes résiduelles obtenu après une sollicitation à $\epsilon_{\text{normalisée}} = 1$ présente des données en compression sur une profondeur bien supérieure à ce qui est attendu puisqu'après 300 μm , les contraintes résiduelles ne sont toujours pas repassées en traction. On ne tiendra donc pas compte de ce profil dans l'analyse des résultats.

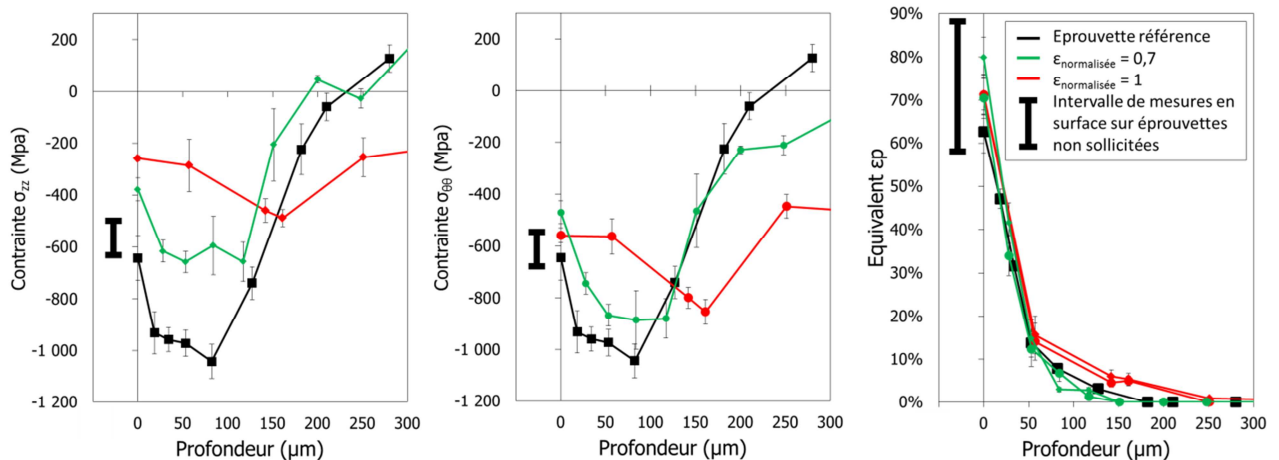


Figure A- 14. Profils de contraintes résiduelles et d'écroissage suite à l'application d'un chargement cyclique à 20°C.

La Figure A- 15 présente les profils de contraintes résiduelles et d'écroissage obtenus après relaxation cyclique à 550 °C sur l'Inconel 718 à gros grains.

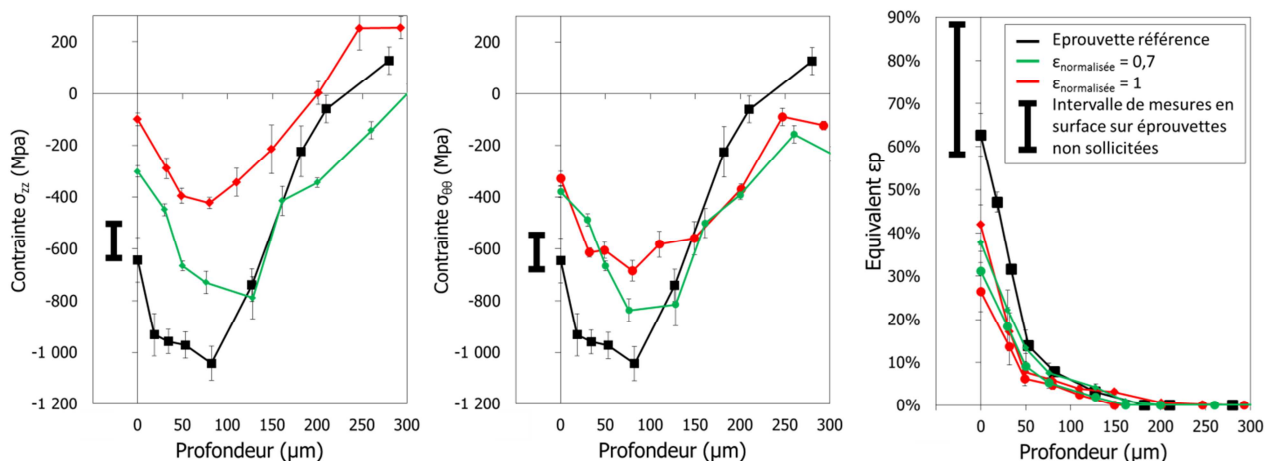


Figure A- 15. Profils de contraintes résiduelles et d'écroissage suite à l'application d'un chargement cyclique à 550°C.

L'évolution de l'écroissage est clairement dépendante de l'amplitude de déformation et de la température. Une augmentation de l'amplitude de déformation conduit à une relaxation de l'écroissage plus importante. Une sollicitation cyclique à 550°C augmente la relaxation de l'écroissage. L'évolution de l'écroissage est similaire pour les deux microstructures.

Annexes Chapitre 5

Principe de la corrélation d'images et mise en place des mouchetis

La corrélation d'images normalisée centrée est la technique de post-traitement utilisée dans ce travail pour mesurer la déformation pendant les essais mécaniques de flexion 4 points. Cette méthode permet de déterminer le champ de déplacement engendré par une déformation mécanique, en comparant deux images successives. Le principe est d'identifier les déplacements de marqueurs de l'image.

Dans un premier temps, un pixel de référence est choisi dans la première image, au sein d'une fenêtre de corrélation. Cette fenêtre, qui est composée d'un certain nombre de pixels voisins, permet d'obtenir plus d'informations sur le pixel de référence.

Dans un deuxième temps, le logiciel de corrélation d'image balaye la deuxième image, pixel par pixel, au sein de la fenêtre de corrélation déterminée, afin de calculer les coefficients de corrélation de chaque pixel. Ce coefficient définit le score de ressemblance des pixels de la deuxième image avec le pixel de référence. Le score de corrélation est proche de 1 si le pixel balayé a une forte ressemblance avec le pixel de référence. Ainsi, une série de coefficients de corrélation est obtenue pour le pixel de référence, avec une valeur maximale qui permet de remonter au champ de déplacement.

Le principe est illustré sur la Figure A- 16. Le pixel de référence de la première image est représenté en bleu à la coordonnée (i,j) , avec une fenêtre de corrélation de 9 pixels. Dans la deuxième image, le pixel bleu s'est déplacé aux coordonnées $(i+1, j+3)$. Ainsi, le coefficient de corrélation est maximal lorsque la fenêtre de corrélation d'image est centrée sur les coordonnées $(i+1, j+3)$. L'opération est ensuite répétée pour chaque pixel de la première image. Le logiciel détermine par la suite une carte des coefficients maximaux de corrélation. Lorsque les pixels de la première image ont été identifiés dans la deuxième image, le champ de déplacement est calculé. Sur l'exemple de la Figure A- 16, le déplacement est de $i+1$ et $j+3$ pour le pixel bleu.

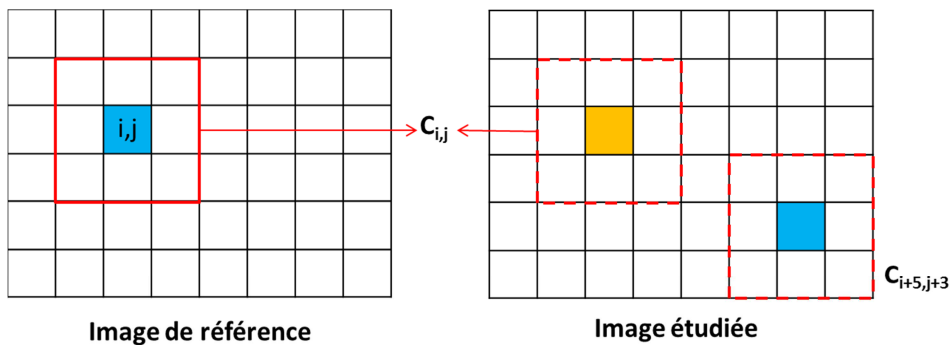


Figure A- 16. Schématisation du principe de corrélation.

La fenêtre de corrélation d'image doit être adaptée à la résolution de l'étude. C'est-à-dire qu'il faut avoir une fenêtre suffisamment grande pour avoir assez d'informations et donc une plus grande probabilité de retrouver le pixel de référence, mais suffisamment petite pour être précis et suivre de petits déplacements. Pour analyser l'influence du grenailage sur la zone impactée, la fenêtre de corrélation choisie est de 15 pixels par 15 pixels, afin d'obtenir une résolution de corrélation importante. La fenêtre de corrélation correspondante est de $3,75 \mu\text{m}$ sur $3,75 \mu\text{m}$ avec la résolution du MEB. Cette fenêtre de corrélation est ensuite utilisée sur toute la zone impactée de $100 \mu\text{m}$.

Prise en compte du biais de mesure observé avec le MEB

Deux approches ont été proposées pour prendre en compte le biais de mesure obtenu avec l'acquisition au MEB : l'utilisation des caractéristiques mécaniques d'un essai de flexion 4 points et l'utilisation de pions témoins fixés sur le montage.

Méthode de la fibre neutre

La première approche consiste à étudier l'évolution de la position de la fibre neutre de l'éprouvette au cours du chargement. En effet, l'essai de flexion 4 points, quel que soit le niveau d'effort appliqué implique la présence d'une fibre neutre ou les déformations sont nulles. En supposant le comportement identique en traction et en compression, alors on peut dire que la fibre neutre se trouve au centre de l'éprouvette (Figure A- 17.a). En cas de biais de mesure, comme c'est le cas Figure A- 17.b, la déformation mesurée est alors non nulle.

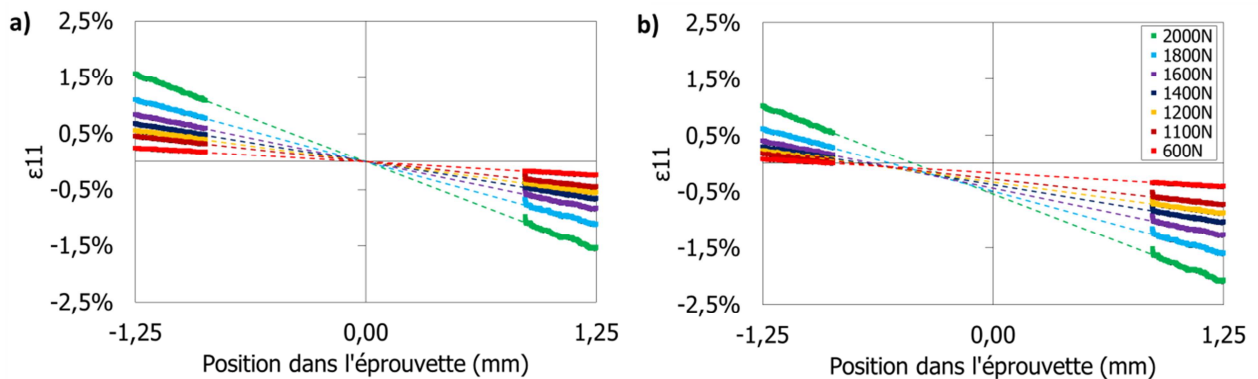


Figure A- 17. Courbe de la déformation en fonction de la profondeur dans l'échantillon a) sans biais de mesure ; b) lors d'un essai de flexion 4 points *in situ* au MEB.

L'approche proposée consiste donc à utiliser les différentes valeurs de déformations mesurées pour chaque niveau de chargement au centre de l'éprouvette pour calculer le biais de mesure. La valeur mesurée peut alors être retranchée ou ajoutée aux valeurs mesurées initialement. La Figure A- 18 présente les courbes finalement obtenues après correction en comparaison des mesures réalisées en optique. Les corrections apportées avec cette méthode permettent de réduire l'écart entre les deux essais. Si l'on considère la courbe obtenue en optique comme référence, l'erreur maximale observée est de 15 % contre près de 50 % sans correction.

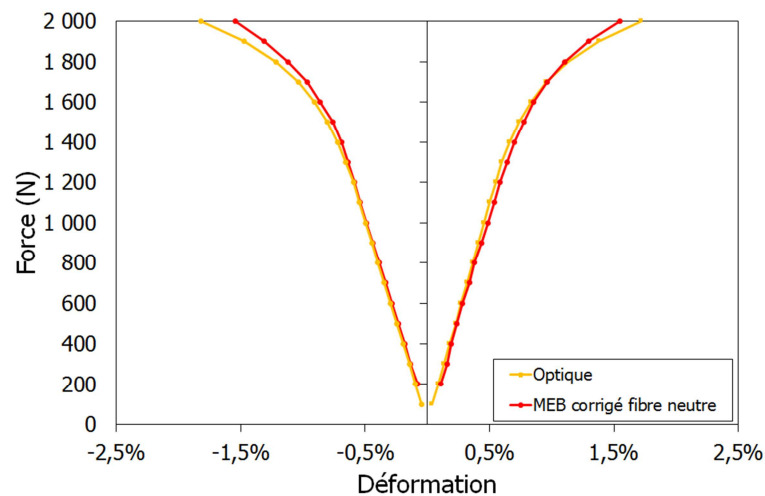


Figure A- 18. Comparaison des données optiques et MEB corrigées avec la fibre neutre.

Méthode des témoins

La deuxième approche pour corriger le biais de mesure consiste à utiliser des pions témoins. Ceux-ci sont collés sur le montage, de part et d'autre de l'éprouvette que l'on souhaite solliciter (Figure A- 19). Ils sont solidaires du montage et se comporte donc comme deux corps rigides. Lors de l'essai, une image de chaque témoin est enregistrée à tous les paliers de chargement. La corrélation d'images est alors effectuée sur l'éprouvette et sur les témoins.

Si l'on admet que le montage ne fléchit pas, la déformation attendue pour ces témoins est nulle. Comme précédemment expliqué Figure V-5, dans le cas où un fléchissement du montage intervient, une déformation fictive est mesurée. Cette valeur peut alors être utilisée pour corriger les mesures obtenues sur l'éprouvette.

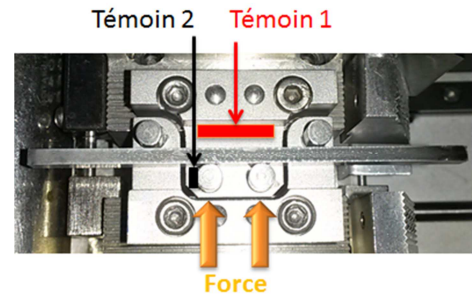


Figure A- 19. Illustration du placement des pions témoins sur le montage.

La Figure A- 20 présente l'évolution de la déformation mesurée sur les deux témoins et caractéristique du biais de mesure. La déformation mesurée au centre de l'éprouvette et qui devrait correspondre à la fibre neutre en l'absence de biais de mesure est également représentée. Une augmentation du biais de mesure en fonction de la charge est observée. L'évolution de la déformation est clairement dépendante du témoin et donc de sa position par rapport au montage. Le témoin 2, placé proche de l'éprouvette et du côté des pions mobiles, subit un déplacement plus important. Le fléchissement n'est pas identique en tout point du montage. Finalement, plus la charge imposée est importante, plus l'écart entre les deux témoins augmente.

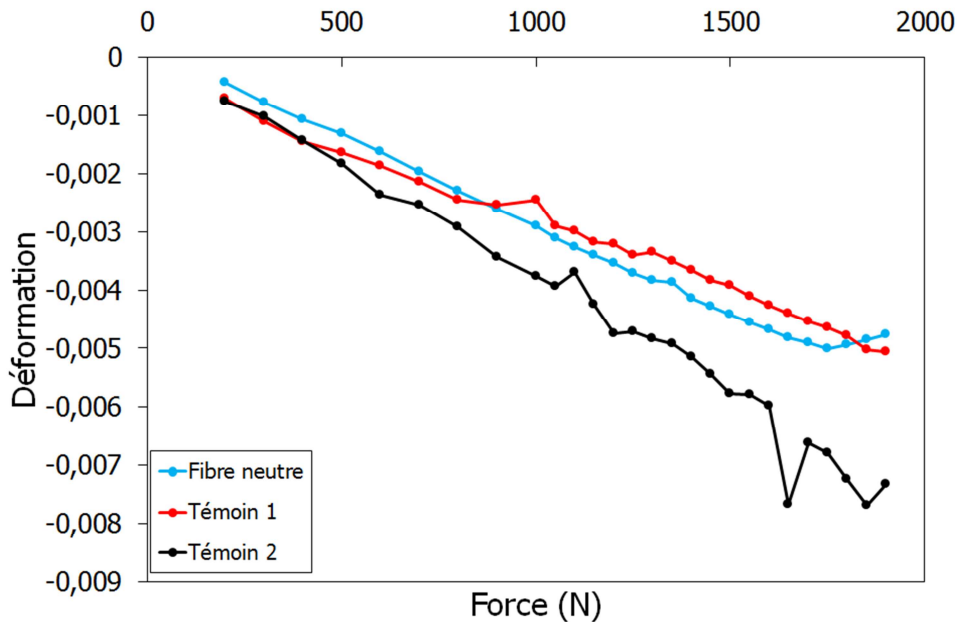


Figure A- 20. Mesure de la déformation des pions du montage en compression et en traction, en fonction de la force pour de l'Inconel 718 grenailé G2.

Les courbes d'erreurs sont ensuite soustraites aux courbes de traction et de compression obtenues initialement, afin de donner les courbes corrigées représentées Figure V-7. La comparaison avec les données optiques valide la correction apportée par la prise en compte du biais de mesure avec l'utilisation des témoins.

Contrairement à l'approche de correction basée sur la position de la fibre neutre, cette deuxième méthode présente le grand avantage de ne reposer sur aucune hypothèse. La correction proposée est ainsi possible même dans le cas où le matériau a un comportement différent en traction et en compression, ce qui est justement le cas en présence des contraintes résiduelles induites par le grenailage. De plus, la position de

la fibre neutre n'est pas connue pour un échantillon grenailé et peut probablement évoluer au cours du chargement en fonction de la plastification des couches près de la surface.

En revanche, cette méthode nécessite la prise d'images supplémentaires qui augmente le temps de l'essai et de traitement. Par ailleurs, les nombreux essais réalisés pour la mise au point du protocole de mesure ont permis de montrer qu'il n'existe aucune relation entre les caractéristiques de l'échantillon étudié (état métallurgique, microstructure et conditions de traitement de surface) et la correction à apporter aux données obtenues au MEB (Figure A- 21). Une mesure du biais de mesure par l'intermédiaire des deux témoins doit donc être réalisée pour chaque microstructure et chaque condition de grenailage. Enfin, une influence de la position du témoin sur le montage vis-à-vis des déformations calculées a été observée.

Pour la suite de l'étude, la correction choisie est donc celle obtenue par la méthode des témoins. Les déplacements sont corrigés en se basant sur ceux du témoin 2, témoin le plus proche de l'éprouvette. Un écart-type est défini à partir de l'écart mesuré entre les différentes corrections calculées (témoin 1, témoin 2 et fibre neutre). Cette méthodologie a donc été appliquée pour traiter les analyses menées sur différentes microstructures et états de surface qui sont présentées dans le paragraphe suivant.

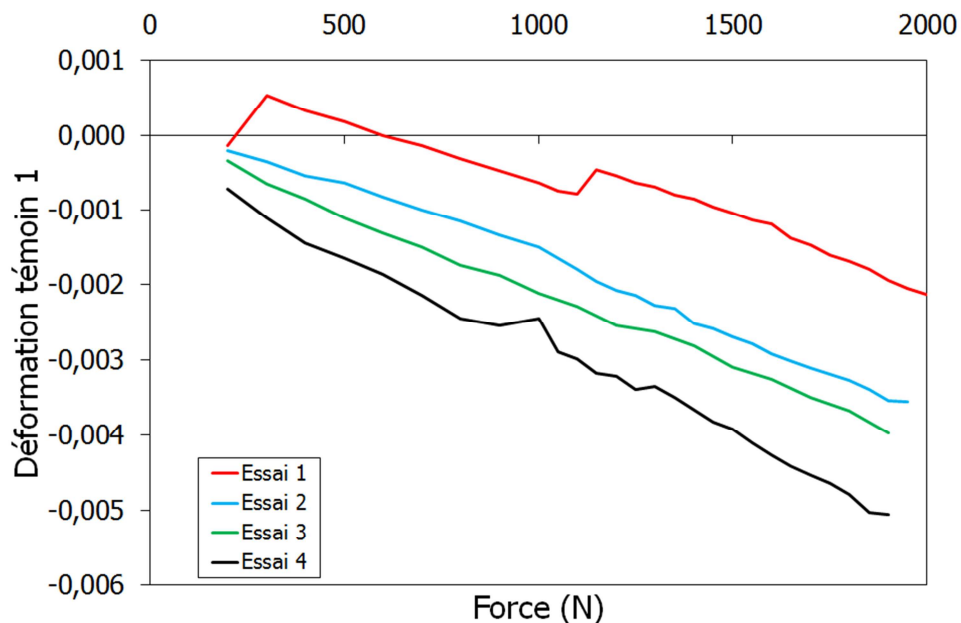


Figure A- 21. Comparaison des courbes d'erreur des témoins 1 pour différentes microstructures, conditions de grenailage et géométrie d'éprouvette.

Annexes Chapitre 6

Présentation de la méthode de maximum de vraisemblance

La vraisemblance est le produit des valeurs de densité de probabilité supposée (Weibull dans notre cas) aux points de mesures acquis. Autrement dit, pour la mesure (i) de durée de vie notée $y^{(i)} = \log N^{(i)}$ correspondant au chargement $\sigma_{aef}^{(i)}$ et donc à un facteur d'échelle $\mu^{(i)}$, cette densité s'écrit :

$$f_Y(y^{(i)}; \mu^{(i)}) = \frac{m}{\mu^{(i)}} \left(\frac{y^{(i)}}{\mu^{(i)}} \right)^{m-1} \exp \left\{ - \left(\frac{y^{(i)}}{\mu^{(i)}} \right)^m \right\} \quad \text{Eq. A- 1}$$

On peut en déduire le logarithme de vraisemblance noté L :

$$\begin{cases} L(C, \beta, m) = - \sum_{i=1}^k \log y^{(i)} + \sum_{i=1}^k \log z^{(i)} + \sum_{i=1}^k z^{(i)} \\ y^{(i)} = \log N^{(i)}, z^{(i)} = \left(\frac{y^{(i)}}{\mu^{(i)}} \right), \mu^{(i)} = \frac{1}{\beta} (\log C - \log \sigma_{aef}^{(i)}) \end{cases} \quad \text{Eq. A- 2}$$

Il est alors possible de maximiser L de façon numérique en considérant les paramètres (C, β et m) comme estimations retenues. L'optimisation peut être réalisée de façon très efficace en utilisant l'algorithme de scoring de Fisher [Fisher, 1925], méthode également connue sous le nom de Iteratively Reweighted Least squares. Il s'agit d'une approche de type Newton-Raphson dans laquelle le Hessien est remplacé par sa valeur moyenne [Jennrich et al., 1976]. L'opposée de cette valeur moyenne est appelée matrice d'information de Fisher K. Les composantes de la Jacobienne sont appelées fonctions score U. En notant de façon générique θ le vecteur des paramètres à optimiser, sa mise à jour itérative à partir d'une estimation initiale est réalisée de la façon suivante à l'étape j+1 :

$$\theta^{j+1} = \theta^j + \text{inv}(K_{\theta\theta}) \cdot U_{\theta} \quad \text{Eq. A- 3}$$

Considérons maintenant notre cas particulier et introduisons différentes notions matricielles.

$$\begin{cases} \theta = (P^T, m)^T \text{ vecteur des paramètres à identifier} \\ P = \left(-\frac{1}{\beta}, \frac{1}{\beta} \log C \right)^T \\ \mu = (\mu^{(1)}, \dots, \mu^{(i)}, \dots, \mu^{(k)})^T \Rightarrow \mu = X \cdot P \\ X \text{ tq } X_{i,1} = \log \sigma_{aef}^{(i)} \text{ et } X_{i,2} = 1 \\ z = (z^{(1)}, \dots, z^{(i)}, \dots, z^{(k)})^T \text{ avec } z^{(i)} = \left(\frac{\log N^{(i)}}{\mu^{(i)}} \right)^m \\ s = (z^{(1)} - 1, \dots, z^{(i)} - 1, \dots, z^{(k)} - 1)^T \\ W \text{ tq } W_{i,i} = \left(\frac{1}{\mu^{(i)}} \right)^2 \text{ et } W_{i,j \neq i} = 0 \\ \tilde{W} \text{ tq } \tilde{W}_{i,i} = \left(\frac{1}{\mu^{(i)}} \right)^2 (1 - (1+m)z^{(i)}) \text{ et } \tilde{W}_{i,j \neq i} = 0 \end{cases} \quad \text{Eq. A- 4}$$

L'optimisation des paramètres P relatifs à la loi de Basquin et du module de Weibull m peut se mener de façon découplée si l'estimation initiale est de bonne qualité (voisinage de l'optimal) :

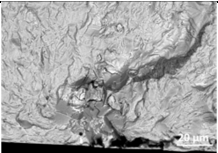
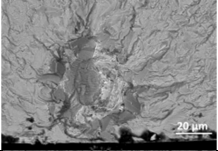
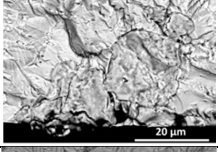
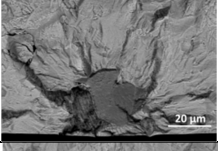
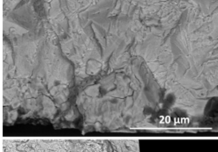
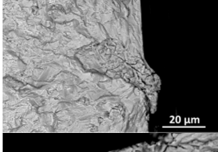
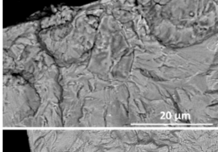
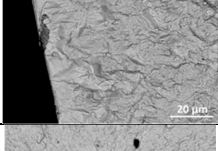
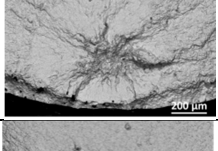
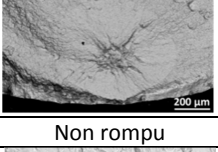
$$\begin{cases} P^{j+1} = P^j + \text{inv}(K_{pp}) \cdot U_p \\ m^{j+1} = m^j + \text{inv}(K_{mm}) \cdot U_m \end{cases} \quad \text{Eq. A- 5}$$

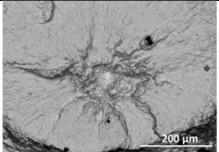
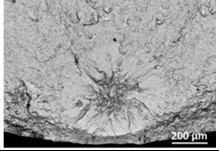
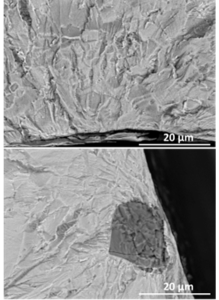
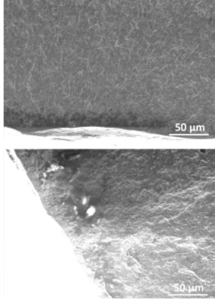
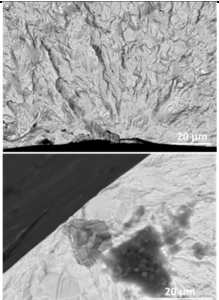
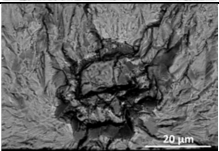
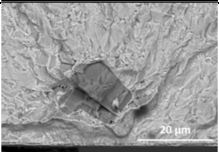
Les scores et matrices d'information correspondantes sont alors détaillés ci-dessous :

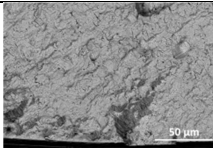
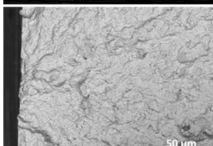
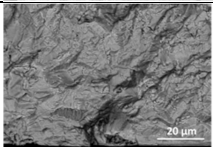
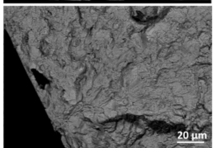
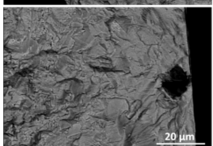
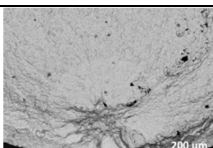
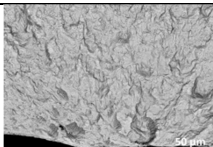
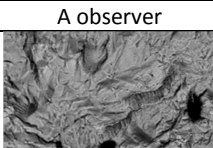
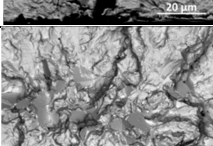
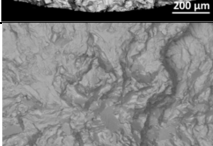
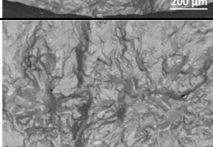
$$\begin{cases} U_p = m X^T W^{\frac{1}{2}} s \\ U_m = \frac{k}{m} - \frac{1}{m} \sum_{i=1}^k (z^{(i)} - 1) \log z^{(i)} \\ K_{pp} = -m X^T \tilde{W} X \\ K_{mm} = \frac{k}{m^2} - \frac{1}{m^2} \sum_{i=1}^k z^{(i)} (\log z^{(i)})^2 \end{cases} \quad \text{Eq. A-6}$$

La résolution de ce système permet de déduire une estimation des paramètres β et C de la loi de Basquin.

Analyse des faciès de rupture

Nom	Microstructure	Etat de surface	Géométrie de l'éprouvette	R	Effort appliqué (kN)	Lieu de l'amorçage	Nature de l'amorçage	Faciès de rupture
3-15	DA	-	$Kt_{1,32}$	0	16	Surface	Grain	
5-9	DA	-	$Kt_{1,32}$	0	16	Surface	Hétérogénéité de niobium	
3-18	DA	-	$Kt_{1,32}$	0	17	Surface	Grain	
3-16	DA	-	$Kt_{1,32}$	0	20	Surface	Hétérogénéité de niobium	
3-17	DA	-	$Kt_{1,32}$	0	20	Surface Multi-amorçage	Hétérogénéité de niobium, Grain	
								
								
4-5	DA	G2	$Kt_{1,32}$	0	16	Interne	Hétérogénéité de niobium	
4-7	DA	G2	$Kt_{1,32}$	0	16	Interne	Grain et inclusion	
4-14	DA	G2	$Kt_{1,32}$	0	17			Non rompu
4-18	DA	G2	$Kt_{1,32}$	0	17	Surface	Inclusion	

Nom	Microstructure	Etat de surface	Géométrie de l'éprouvette	R	Effort appliqué (kN)	Lieu de l'amorçage	Nature de l'amorçage	Facès de rupture
4-15	DA	G2	Kt _{1,32}	0	18	Interne	Hétérogénéité de niobium	
4-17	DA	G2	Kt _{1,32}	0	18	Interne	Hétérogénéité de niobium	
4-16	DA	G2	Kt _{1,32}	0	19	Surface ; deux amorçages	Défaut de surface + Inclusion	
4-2	DA	G2	Kt _{1,32}	0	19	Surface ; deux amorçages	Défaut de surface + Inclusion	
4-3	DA	G2	Kt _{1,32}	0	20	Surface ; deux amorçages	Défaut de surface + Inclusion	
5-15	DA	-	Kt _{1,6}	0	11	Surface	Hétérogénéité de niobium	
6-2	DA	-	Kt _{1,6}	0	12	Surface	Inclusion	
6-15	DA	-	Kt _{1,6}	0	13	Surface		A observer

Nom	Microstructure	Etat de surface	Géométrie de l'éprouvette	R	Effort appliqué (kN)	Lieu de l'amorçage	Nature de l'amorçage	Faciès de rupture
6-3	DA	-	Kt _{1,6}	0	14	Surface	Grain + Grain	 
5-16	DA	-	Kt _{1,6}	0	14	Surface ; trois amorçages	Grain + Hétérogénéité de niobium + Inclusion	  
5-17	DA	G2	Kt _{1,6}	0	11			Non rompu
6-8	DA	G2	Kt _{1,6}	0	11	Interne		A observer
6-4	DA	G2	Kt _{1,6}	0	12	Interne	Hétérogénéité de niobium	
6-5	DA	G2	Kt _{1,6}	0	13	Surface	Défaut de surface	
6-9	DA	G2	Kt _{1,6}	0	13	Surface		A observer
5-18	DA	G2	Kt _{1,6}	0	14	Surface	Inclusion	
3-12	Gros grains	G2	Kt _{1,32}	0	13,5	Interne	Grains	
3-13	Gros grains	G2	Kt _{1,32}	0	13,5	Interne	Grain	
3-14	Gros grains	G2	Kt _{1,32}	0	13,5	Interne	Grain	

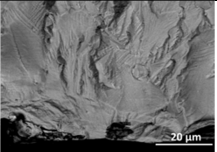
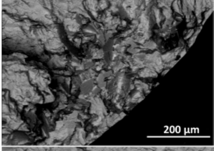
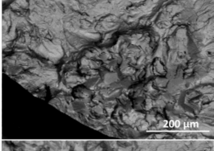
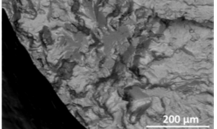
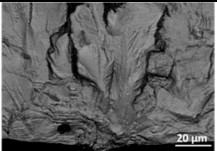
Nom	Microstructure	Etat de surface	Géométrie de l'éprouvette	R	Effort appliqué (kN)	Lieu de l'amorçage	Nature de l'amorçage	Faciès de rupture
3-19	Gros grains	G2	$Kt_{1,32}$	0	17	Surface	Défaut + Inclusion	
5-20	Gros grains	G2	$Kt_{1,6}$	0	11	Interne ; Trois amorçages	Grains	  
5-19	Gros grains	G2	$Kt_{1,6}$	0	13	Surface	Hétérogénéité de niobium	

Figure A- 22. Tableau récapitulatif des essais réalisés sur éprouvettes à concentration de contraintes.

Bibliographie

- [Abdel-Karim, 2010] Abdel-Karim, Mohammad, An Extension for the Ohno–Wang Kinematic Hardening Rules to Incorporate Isotropic Hardening, *Int. J. Press. Vessels Pip.*, 87 (4), 2010.
- [Agha et al., 1998] Agha, Y., A.-S. Béranger, R Billardon, F Hild, High-Cycle Fatigue Behaviour of Spheroidal Graphite Cast Iron, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 21 (3), 1998.
- [Ahdad et al., 1996] Ahdad, F., M. Desvignes, Contraintes résiduelles et déformations plastiques : Leurs relations mutuelles pour des pièces de géométrie simple, *Matér. Tech.*, 84 (5–6), 1996.
- [Alexandre, 2004] Alexandre, Franck, Aspects Probabilistes et Microstructuraux de L’amorçage Des Fissures de Fatigue Dans L’alliage Inco 718, Thèse de doctorat, Ecole des mines de Paris, 2004.
- [Almen, 1943] Almen, J. O., Shot Blasting to Increase Fatigue Resistance, SAE Technical Paper, SAE Technical Paper 430143, 1943.
- [Amargier, 2011] Amargier, Rémi, Amorçage de Fissures et Gradient de Contrainte En Fretting et En Fatigue, Ecully, Ecole centrale de Lyon, 2011.
- [Andrieu et al., 1992] Andrieu, E., R. Molins, H. Ghonem, A. Pineau, Intergranular Crack Tip Oxidation Mechanism in a Nickel-Based Superalloy, *Mater. Sci. Eng. A*, 154 (1), 1992.
- [Armstrong et al., 1966] Armstrong, P.J., C.O. Frederick, A Mathematical Representation of the Multiaxial Bauschinger Effect, CEGB, Central Electricity Generating Board, RD/B/N731, 1966.
- [Auricchio, 1997] Auricchio, F., A Viscoplastic Constitutive Equation Bounded between Two Generalized Plasticity Models, *Int. J. Plast.*, 13 (8), 1997.
- [Azadian et al., 2004] Azadian, Saied, Liu-Ying Wei, Richard Warren, Delta Phase Precipitation in Inconel 718, *Mater. Charact.*, 53 (1), 2004.
- [S. Bagherifard et al., 2014] Bagherifard, S., I. Fernandez-Pariente, R. Ghelichi, M. Guagliano, Effect of Severe Shot Peening on Microstructure and Fatigue Strength of Cast Iron, *Int. J. Fatigue*, 65, 2014.
- [Sara Bagherifard et al., 2012] Bagherifard, Sara, Ramin Ghelichi, Mario Guagliano, On the Shot Peening Surface Coverage and Its Assessment by Means of Finite Element Simulation: A Critical Review and Some Original Developments, *Appl. Surf. Sci.*, 259 (Supplement C), 2012.
- [Barralis, 1999] Barralis, J., Précontraintes et Traitements Superficiels. Techniques de l’ingénieur, m1180, 1999.
- [Becker et al., 2011] Becker, Martin, Hans-Peter Hackenberg, A Constitutive Model for Rate Dependent and Rate Independent Inelasticity. Application to IN718, *Int. J. Plast.*, 27 (4), 2011.
- [Benedetti et al., 2015] Benedetti, M., V. Fontanari, M. Bandini, E. Savio, High- and Very High-Cycle Plain Fatigue Resistance of Shot Peened High-Strength Aluminum Alloys: The Role of Surface Morphology, *Int. J. Fatigue*, 70 (Supplement C), 2015.

- [Benedetti et al., 2010] Benedetti, M., V. Fontanari, C. Santus, M. Bandini, Notch Fatigue Behaviour of Shot Peened High-Strength Aluminium Alloys: Experiments and Predictions Using a Critical Distance Method, *Int. J. Fatigue*, 32 (10), 2010.
- [Berger et al., 1999] Berger, M. -C, J. K Gregory, Residual Stress Relaxation in Shot Peened Timetal 21s, *Mater. Sci. Eng. A*, 263 (2), 1999.
- [Bhuiyan et al., 2012] Bhuiyan, Md. Shahnewaz, Yoshiharu Mutoh, A. J. McEvily, The Influence of Mechanical Surface Treatments on Fatigue Behavior of Extruded AZ61 Magnesium Alloy, *Mater. Sci. Eng. A*, 549 (Supplement C), 2012.
- [Bodner et al., 1986] Bodner, S. R., K. S. Chan, Modeling of Continuum Damage for Application in Elastic-Viscoplastic Constitutive Equations, *Eng. Fract. Mech.*, 25 (5), 1986.
- [Bomas et al., 1999] Bomas, H., T. Linkewitz, P. Mayr, Application of a Weakest-Link Concept to the Fatigue Limit of the Bearing Steel SAE 52100 in a Bainitic Condition, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 22 (9), 1999.
- [Bonnand et al., 2011] Bonnand, V., J. L. Chaboche, P. Gomez, P. Kanouté, D. Pacou, Investigation of Multiaxial Fatigue in the Context of Turboengine Disc Applications, *Int. J. Fatigue*, 33 (8), 2011.
- [Boyer, 2017] Boyer, V., Modélisation Du Grenailage D'un Alliage de Nickel Avec La Prise En Compte de L'érouissage et de La Microstructure., Univeristé de Technologie de Troyes, 2017.
- [Brown et al., 1973] Brown, M. W., K. J. Miller, A Theory for Fatigue Failure under Multiaxial Stress-Strain Conditions, *Proc. Inst. Mech. Eng.*, 187 (1), 1973.
- [Buchanan et al., 2014] Buchanan, Dennis J., Reji John, Residual Stress Redistribution in Shot Peened Samples Subject to Mechanical Loading, *Mater. Sci. Eng. A*, 615 (October), 2014.
- [C. G. McKamey, 1998] C. G. McKamey, C. A. Carmichael, Creep Properties of Phosphorus Boron-Modified Alloy 718, *Scr. Mater.*, 38 (3), 1998.
- [Cahoon et al., 1971] Cahoon, J. R., W. H. Broughton, A. R. Kutzak, The Determination of Yield Strength from Hardness Measurements, *Metall. Trans.*, 2 (7), 1971.
- [Cammatt et al., 2005] Cammatt, J. T., P.S. Prevéy, N. Jayaraman, The Effect of Shot Peening Coverage on Residual Stress, Cold Work, and Fatigue in a Nickel-Base Superalloy, 2005.
- [Camus et al., 2011] Camus, Luis Mendoza, Goran Engberg, Elevated Temperature Deformation of Cast Inconel 718, *High Temp. Mater. Process.*, 9 (1), 2011.
- [Cao et al., 1994] Cao, W., M. Khadhraoui, B. Brenier, J. Y. Guédou, L. Castex, Thermomechanical Relaxation of Residual Stress in Shot Peened Nickel Base Superalloy, *Mater. Sci. Technol.*, 10 (11), 1994.
- [Castex, 1984] Castex, L., Redistribution Des Contraintes Dans Une Plaque Après Enlèvement de Matière. , 1984.

- [Chaboche, 1991] Chaboche, J. L., On Some Modifications of Kinematic Hardening to Improve the Description of Ratchetting Effects, *Int. J. Plast.*, 7 (7), 1991.
- [Chaboche et al., 1991] Chaboche, J. L., D. Nouailhas, D. Pacou, P. Paulmier, Modeling of the Cyclic Response and Ratchetting Effects on Inconel-718 Alloy, *Eur. J. Mech. Solids*, 10 (1), 1991.
- [Chaboche et al., 1979] Chaboche, J.L., K. Dang-Van, G. Cordier, Modelization of the Strain Memory Effect on the Cyclic Hardening of 316 Stainless Steel, 1979.
- [Chaboche et al., 2013] Chaboche, J.L., A. Gaubert, P. Kanouté, A. Longuet, F. Azzouz, M. Mazière, Viscoplastic Constitutive Equations of Combustion Chamber Materials Including Cyclic Hardening and Dynamic Strain Aging, *Int. J. Plast.*, 46, 2013.
- [Chaboche et al., 1997] Chaboche, J.L., O. Jung, Application of a Kinematic Hardening Viscoplasticity Model with Thresholds to the Residual Stress Relaxation, *Int. J. Plast.*, 13 (10), 1997.
- [Chaboche et al., 2012] Chaboche, J.L., P. Kanouté, F. Azzouz, Cyclic Inelastic Constitutive Equations and Their Impact on the Fatigue Life Predictions, *Int. J. Plast.*, 35, 2012.
- [Chaise et al., 2012] Chaise, Thibaut, Jun Li, Daniel Nélias, Régis Kubler, Said Taheri, Gérard Douchet, Vincent Robin, Philippe Gilles, Modelling of Multiple Impacts for the Prediction of Distortions and Residual Stresses Induced by Ultrasonic Shot Peening (USP), *J. Mater. Process. Technol.*, 212 (10), 2012.
- [Chantier et al., 2000] Chantier, Bobet, Billardon, Hild, A Probabilistic Approach to Predict the Very High-Cycle Fatigue Behaviour of Spheroidal Graphite Cast Iron Structures, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 23 (2), 2000.
- [Chen et al., 1999] Chen, Qiang, Norio Kawagoishi, Hironobu Nisitani, Evaluation of Notched Fatigue Strength at Elevated Temperature by Linear Notch Mechanics, *Int. J. Fatigue*, 21 (9), 1999.
- [Clavel et al., 1982] Clavel, M., A. Pineau, Fatigue Behaviour of Two Nickel-Base Alloys II: Physical Modelling of the Fatigue Crack Propagation Process, *Mater. Sci. Eng.*, 55 (2), 1982.
- [Collomb, 2016] Collomb, S., Modélisation de La Relaxation Des Contraintes Résiduelles Après Grenailage Du Superalliage Inconel 718 : Suivi in Situ Des Contraintes Résiduelles et de L'écroissage, IRT-M2P/Onera, DMSM-MCE-SCI-RS-16-007, 2016.
- [Connoley et al., 2003] Connoley, T., P. A. S. Reed, J. M. Starink, Short Crack Initiation and Growth at 600°C in Notched Specimens of Inconel 718, *Mater. Sci. Engineering*, 340, 2003.
- [Contesti et al., 1989] Contesti, E., G. Cailletaud, Description of Creep-Plasticity Interaction with Non-Unified Constitutive Equations: Application to an Austenitic Stainless Steel, *Nucl. Eng. Des.*, 116 (3), 1989.
- [Cozar et al., 1973] Cozar, R., A. Pineau, Morphology of Gamma-Prime and Gamma-Double Prime Precipitates and Thermal Stability of Inconel 718 Type Alloys. Defense Technical Information Center., 1973.

- [Crossland, 1956] Crossland, B., Effect of Large Hydrostatic Pressures on the Torsional Fatigue Strength of an Alloy Steel, presented at the Conference on Fatigue of Metals, 1956.
- [Cruzado et al., 2015] Cruzado, A., B. Gan, M. Jiménez, D. Barba, K. Ostolaza, A. Linaza, J. M. Molina-Aldareguia, J. Llorca, J. Segurado, Multiscale Modeling of the Mechanical Behavior of IN718 Superalloy Based on Micropillar Compression and Computational Homogenization, *Acta Mater.*, 98 (October), 2015.
- [Cruzado et al., 2017] Cruzado, A., J. Llorca, J. Segurado, Modeling Cyclic Deformation of Inconel 718 Superalloy by Means of Crystal Plasticity and Computational Homogenization, *Int. J. Solids Struct.*, 122 (September), 2017.
- [Dai et al., 2004] Dai, K., J. Villegas, Z. Stone, L. Shaw, Finite Element Modeling of the Surface Roughness of 5052 Al Alloy Subjected to a Surface Severe Plastic Deformation Process, *Acta Mater.*, 52 (20), 2004.
- [Dalaei et al., 2012] Dalaei, K., B. Karlsson, Influence of Shot Peening on Fatigue Durability of Normalized Steel Subjected to Variable Amplitude Loading, *Int. J. Fatigue*, 38, 2012.
- [Dalaei et al., 2011] Dalaei, K., B. Karlsson, L.-E. Svensson, Stability of Shot Peening Induced Residual Stresses and Their Influence on Fatigue Lifetime, *Mater. Sci. Eng. A*, 528 (3), 2011.
- [DeGarmo, 2003] Materials and Processes in Manufacturing, Wiley, 2003.
- [Delahay, 2004] Delahay, T., Développement D'une Méthode Probabiliste de Calcul En Fatigue Multiaxiale Prenant En Compte La Répartition Volumique Des Contraintes. Bordeaux 1, 2004.
- [Delahay et al., 2006] Delahay, T., T. Palin-Luc, Estimation of the Fatigue Strength Distribution in High-Cycle Multiaxial Fatigue Taking into Account the Stress-strain Gradient Effect, *Int. J. Fatigue*, 28 (5), 2006.
- [Desmorat, 2010] Desmorat, Rodrigue, Non-Saturating Nonlinear Kinematic Hardening Laws, *Comptes Rendus Mécanique*, 338 (3), 2010.
- [Desvallées et al., 1994] Desvallées, Y., M. Bouzidi, F. Bois, N. Beaudé, Delta Phase in Inconel 718 : Mechanical Properties and Forging Process Requirements, *Miner. Met. Mater. Soc.*, 1994.
- [Devaux et al., 2008] Devaux, A., L. Nazé, R. Molins, A. Pineau, A. Organista, J. Y. Guédou, J. F. Uginet, P. Héritier, Gamma Double Prime Precipitation Kinetic in Alloy 718, *Mater. Sci. Eng. A*, 486 (1-2), 2008.
- [Doudard et al., 2007] Doudard, C., F. Hild, S. Calloch, A Probabilistic Model for Multiaxial High Cycle Fatigue, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 30 (2), 2007.
- [Echard, 2012] Echard, Benjamin, Evaluation Par Krigeage de La Fiabilité Des Structures Sollicitées En Fatigue, phdthesis, Université Blaise Pascal - Clermont-Ferrand II, 2012.

- [Efron et al., 1993] Efron, B., R. Tibshirani, An Introduction to the Bootstrap. Chapman & Hall, 1993.
- [Eiselstein, 1965] Eiselstein, H. L., Metallurgy of a Columbium-Hardened Nickel-Chromium-Iron Alloy, , January, 1965.
- [Eiselstein et al., 1991] Eiselstein, H. L., D. J. Tillack, Superalloys_1991_1_14.pdf, *Miner. Met. Mater. Soc.*, 1991.
- [Eshelby, 1957] Eshelby, J. D., The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems, *Proc. R. Soc. Lond. Math. Phys. Eng. Sci.*, 241 (1226), 1957.
- [Estrin et al., 1995] Estrin, Y., L. P. Kubin, Spatial Coupling and Propagative Plastic Instabilities, 1995.
- [Evans et al., 2005] Evans, A., S-B. Kim, J. Shackleton, G. Bruno, M. Preuss, P. J. Withers, Relaxation of Residual Stress in Shot Peened Udimet 720Li under High Temperature Isothermal Fatigue, *Int. J. Fatigue*, 27 (10–12), 2005.
- [Fatemi et al., 1988] Fatemi, A., D. F. Socie, A Critical Plane Approach to Multiaxial Fatigue Damage Including Out-of-Phase Loading, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 11 (3), 1988.
- [Fathallah et al., 2004] Fathallah, R., A. Laamouri, H. Sidhom, C. Braham, High Cycle Fatigue Behavior Prediction of Shot-Peened Parts, *Int. J. Fatigue*, 26 (10), 2004.
- [Feng et al., 2009] Feng, B. X., X. N. Mao, G. J. Yang, L. L. Yu, X. D. Wu, Residual Stress Field and Thermal Relaxation Behavior of Shot-Peened TC4-DT Titanium Alloy, *Mater. Sci. Eng. A*, 512 (1–2), 2009.
- [Field et al., 2012] Field, D. P., C. C. Merriman, N. Allain-Bonasso, F. Wagner, Quantification of Dislocation Structure Heterogeneity in Deformed Polycrystals by EBSD, *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, 20 (2), 2012.
- [Fisher, 1925] Fisher, R. A., Theory of Statistical Estimation, *Math. Proc. Camb. Philos. Soc.*, 22 (5), 1925.
- [Fisk et al., 2014] Fisk, M., J. C. Ion, L. -E. Lindgren, Flow Stress Model for IN718 Accounting for Evolution of Strengthening Precipitates during Thermal Treatment, *Comput. Mater. Sci.*, 82, 2014.
- [Fisk et al., 2012] Fisk, M., A. Lundbäck, Simulation and Validation of Repair Welding and Heat Treatment of an Alloy 718 Plate, *Finite Elem. Anal. Des.*, 58 (October), 2012.
- [Flaceliere et al., 2004] Flaceliere, L., F. Morel, Probabilistic Approach in High-Cycle Multiaxial Fatigue: Volume and Surface Effects, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 27 (12), 2004.
- [Foss et al., 2013] Foss, B.J., S. Gray, M.C Hardy, S. Stekovic, D.S. McPhail, B.A. Shollock, Analysis of Shot-Peening and Residual Stress Relaxation in the Nickel-Based Superalloy RR1000, *Acta Mater.*, 61, 2013.

- [D. Fournier et al., 1977] Fournier, D., A. Pineau, Low Cycle Fatigue Behavior of Inconel 718 at 298 K and 823 K, *Metall. Trans. A*, 8 (7), 1977.
- [L. Fournier et al., 2001] Fournier, L., D. Delafosse, T. Magnin, Oxidation Induced Intergranular Cracking and Portevin–Le Chatelier Effect in Nickel Base Superalloy 718, *Mater. Sci. Eng. A*, 316 (1), 2001.
- [D. François, 2005] François, D., Essais Mécaniques Des Métaux, Essais de Dureté. Techniques de l'Ingénieur, m4160, 2005.
- [M. François, 1991] François, M., Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X dans des fils d'acier perlitique de faible diamètre, Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech, 1991.
- [M. François, 1996] François, M., in "Handbook of Measurement of Residual Stresses." Edité par la SEM (Society for Experimental Mechanics), rédacteurs J. Lu et M.R. James, 1996.
- [M. François, 2008] François, M., Diffraction Des Rayons X de Laboratoire. , 2008.
- [M. François et al., 1995] François, M., B. Dionnet, J. M. Sprauel, F. Nardou, The Influence of Cylindrical Geometry on X-Ray Stress Tensor Analysis. I. General Formulation, *J. Appl. Crystallogr.*, 28 (6), 1995.
- [Freed et al., 1993] Freed, Alan D., Kevin P. Walker, Viscoplasticity with Creep and Plasticity Bounds, *Int. J. Plast.*, 9 (2), 1993.
- [Gallerneau, 1995] Gallerneau, F., Etude et Modélisation de L'endommagement D'un Superalliage Monocristallin Revêtu Pour Aube de Turbine, Text, Ecole des Mines de Paris, 1995.
- [H. Gao et al., 2003] Gao, Huajian, Yonggang Huang, Geometrically Necessary Dislocation and Size-Dependent Plasticity, *Scr. Mater.*, 48 (2), 2003.
- [M. Gao et al., 1996] Gao, M., S. Chen, D. G. Harlow, R. P. Wei, Preferential Coarsening of γ'' Precipitates in INCONEL 718 during Creep, *Metall. Mater. Trans. A*, 27 (11), 1996.
- [M. Gao et al., 1997] Gao, M., R. P. Wei, Grain Boundary Niobium Carbides in Inconel 718, *Scr. Mater.*, 37 (12), 1997.
- [Garat et al., 2008] Garat, V., J. -M. Cloue, D. Poquillon, E. Andrieu, Influence of Portevin–Le Chatelier Effect on Rupture Mode of Alloy 718 Specimens, *J. Nucl. Mater.*, 375 (1), 2008.
- [Gariépy et al., 2013] Gariépy, A., F. Bridier, M. Hoseini, P. Bocher, C. Perron, M. Lévesque, Experimental and Numerical Investigation of Material Heterogeneity in Shot Peened Aluminium Alloy AA2024-T351, *Surf. Coat. Technol.*, 219 (Supplement C), 2013.
- [Gelineau, 2017] Gelineau, M., Etude de L'impact Du Grenailage Sur Les Composants Mécaniques Industriels À Géométrie Complexe, 2017.

- [Gerin, 2016] Gerin, B., Modélisation des effets de défauts et d'intégrité de surface sur la tenue en fatigue dans les composants forgés, phdthesis, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2016.
- [Gerin et al., 2017] Gerin, B., E. Pessard, F. Morel, C. Verdu, Influence of Surface Integrity on the Fatigue Behaviour of a Hot-Forged and Shot-Peened C70 Steel Component, *Mater. Sci. Eng. A*, 686, 2017.
- [Githinji et al., 2013] Githinji, David N., Shirley M. Northover, P. John Bouchard, Martin A. Rist, An EBSD Study of the Deformation of Service-Aged 316 Austenitic Steel, *Metall. Mater. Trans. A*, 44 (9), 2013.
- [Gonçalves et al., 2005] Gonçalves, C. A., J. A. Araújo, E. N. Mamiya, Multiaxial Fatigue: A Stress Based Criterion for Hard Metals, *Int. J. Fatigue*, 27 (2), 2005.
- [Gourbesville, 2000] Gourbesville, O., Caractérisation par DRX de la microstructure d'alliages à base de nickel (718) et à base de titane (Ti-17) forgés et traités, prévision des propriétés mécaniques, Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech, 2000.
- [Gourbesville et al., 2000] Gourbesville, O., J.L. Lebrun, B. Marty, Étude Par DRX de La Microstructure D'un Alliage de Nickel (Alliage 718) : Relations Avec Les Propriétés Mécaniques, *EDP Sci.*, 10, 2000.
- [Grasty et al., 1996] Grasty, L V, C Andrew, Shot Peen Forming Sheet Metal: Finite Element Prediction of Deformed Shape, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.*, 210 (4), 1996.
- [Guechichi, 1986] Guechichi, H., Prévision Des Contraintes Résiduelles Dues Au Grenailage de Précontrainte, Thèse de doctorat, ENSAM, 1986.
- [Guechichi et al., 2006] Guechichi, H., L. Castex, Fatigue Limits Prediction of Surface Treated Materials, *J. Mater. Process. Technol.*, 172 (3), 2006.
- [Guédé, 2005] Guédé, Zakoua, Approche probabiliste de la durée de vie des structures sollicités en fatigue thermique, phdthesis, Université Blaise Pascal - Clermont-Ferrand II, 2005.
- [Guiheux, 2016] Guiheux, Romain, Comportement D'aciers À Transformation de Phase Austénite-Martensite Pour La Simulation Du Grenailage de Précontrainte, Paris, ENSAM, 2016.
- [Gustafsson et al., 2011] Gustafsson, D., J. J. Moverare, K. Simonsson, S. Sjöström, Modeling of the Constitutive Behavior of Inconel 718 at Intermediate Temperatures, *J. Eng. Gas Turbines Power*, 133 (9), 2011.
- [Han et al., 1982] Han, Ya-fang, P. Deb, M. C. Chaturvedi, Coarsening Behaviour of γ'' - and γ' -Particles in Inconel Alloy 718, *Met. Sci.*, 16 (12), 1982.
- [Hansen, 1982] Hansen, Lars Peter, Large Sample Properties of Generalized Method of Moments Estimators, *Econometrica*, 50 (4), 1982.
- [Hayes, 1991] Hayes, R. W., Creep Deformation of Inconel Alloy 718 in the 650°C to 760°C Temperature Regime, *Superalloys 718 625 706 Var. Deriv.*, 1991.

- [Heywood, 1955] Heywood, R. B., STRESS CONCENTRATION FACTORS, *J. Am. Soc. Nav. Eng.*, 67 (3), 1955.
- [Hild et al., 1992] Hild, F., D. Marquis, A Statistical Approach to the Rupture of Brittle Materials, *Eur. J. Mech. Solids*, 11, 1992.
- [Hoffmeister et al., 2011] Hoffmeister, J., V. Schulze, R. Hessert, G. Koenig, Effects of the Surface Treatment on the Measured Diffraction Peak Width of Inconel 718, 2011.
- [Hoffmeister et al., 2008] Hoffmeister, J., V. Schulze, A. Wanner, R. Hessert, G. Koenig, Thermal Relaxation of Residual Stresses Induced by Shot Peening in IN718, 2008.
- [Holzapfel et al., 1998] Holzapfel, H., V. Schulze, O. Vöhringer, E. Macherauch, Residual Stress Relaxation in an AISI 4140 Steel due to Quasistatic and Cyclic Loading at Higher Temperatures, *Mater. Sci. Eng. A*, 248 (1–2), 1998.
- [Jennrich et al., 1976] Jennrich, R. I., P. F. Sampson, Newton-Raphson and Related Algorithms for Maximum Likelihood Variance Component Estimation, *Technometrics*, 18 (1), 1976.
- [Ji, 2004] Ji, V., Contribution À L'analyse Par Diffraction Des Rayons X de L'état Microstructural et Mécanique Des Matériaux Hétérogènes. , 2004.
- [Juijerm et al., 2006] Juijerm, P., I. Altenberger, Residual Stress Relaxation of Deep-Rolled Al–Mg–Si–Cu Alloy during Cyclic Loading at Elevated Temperatures, *Scr. Mater.*, 55 (12), 2006.
- [Kamaya, 2012] Kamaya, M., Assessment of Local Deformation Using EBSD: Quantification of Local Damage at Grain Boundaries, *Mater. Charact.*, 66 (April), 2012.
- [Kamaya et al., 2004] Kamaya, M., A. J. Wilkinson, J. M. Titchmarsh, Measurement of Plastic Strain of Polycrystalline Material by Electron Backscatter Diffraction, *Nucl. Eng. Des.*, 235, 2004.
- [Kaminski, 2007] Kaminski, Myriam, Modélisation de l'endommagement en fatigue des superalliages monocristallins pour aubes de turbines en zone de concentration de contrainte, phdthesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007.
- [Karlén et al., 2012] Karlén, Kristoffer, Mårten Olsson, A Probabilistic Model for the Entire HCF Domain Based on Equivalent Stress – Simulations and Experiments, *Int. J. Fatigue*, 36 (1), 2012.
- [Karolczuk et al., 2013] Karolczuk, Aleksander, Thierry Palin-Luc, Modelling of Stress Gradient Effect on Fatigue Life Using Weibull Based Distribution Function, *J. Theor. Appl. Mech.*, 51 (2), 2013.
- [Kim et al., 2011] Kim, Taehyung, Hyungyil Lee, Hong Chul Hyun, Sunghwan Jung, A Simple but Effective FE Model with Plastic Shot for Evaluation of Peening Residual Stress and Its Experimental Validation, *Mater. Sci. Eng. A*, 528 (18), 2011.
- [Kobayashi et al., 2008] Kobayashi, T., J. W. Simons, C. S. Brown, D. A. Shockey, Plastic Flow Behavior of Inconel 718 under Dynamic Shear Loads, *Int. J. Impact Eng.*, 35 (5), 2008.

- [Kodama, 1972] Kodama, S., The Behavior of Residual Stress during Fatigue Stress Cycles, in Proc Int Conf Mechanical Behavior of Metals II, presented at the Int Conf Mechanical Behavior of Metals II, 1972.
- [Korsunsky, 2017] Korsunsky, Alexander M., Chapter 10 - The Inverse Eigenstrain Method of Residual Stress Reconstruction, in *A Teaching Essay on Residual Stresses and Eigenstrains*, Butterworth-Heinemann, 2017.
- [Koster et al., 1981] Koster, W. P., L. R. Gatto, J. T. Cammett, Influence of Shot Peening on Surface Integrity of Some Machined Aerospace Materials, presented at the 1st International Conference on Shot Peening, 1981.
- [Krishna et al., 2009] Krishna, Shree, Tasnim Hassan, Ilyes Ben Naceur, Kacem Saï, Georges Cailletaud, Macro versus Micro-Scale Constitutive Models in Simulating Proportional and Nonproportional Cyclic and Ratcheting Responses of Stainless Steel 304, *Int. J. Plast.*, 25 (10), 2009.
- [Lawless, 2003] Lawless, Jerald F., *Statistical Models and Methods for Lifetime Data*. Wiley-Interscience, 2003.
- [Lemaitre et al., 2009] Lemaitre, Jean, Jean-Louis Chaboche, Ahmed Benallal, Rodrigue Desmorat, *Mécanique des matériaux solides - 3ème édition*. Dunod, 2009.
- [Lemaitre et al., 1999] Lemaitre, Jean, Rodrigue Desmorat, Maxime Sauzay, Loi D'évolution de L'endommagement Anisotrope, *Comptes Rendus Académie Sci. - Ser. IIB - Mech.-Phys.-Astron.*, 327 (12), 1999.
- [Li, 2015] Li, Y., Shot-Peening and Low-Cycle Fatigue of Titanium Alloys : Instrumented Indentation and X-Ray Diffraction, Université de Technologie de Troyes, 2015.
- [Liaigre, 2015] Liaigre, C., Modélisation Du Comportement En Fatigue D'un Matériau À Gradient de Propriétés Obtenu Par Nanocristallisation Superficielle. Prise En Compte Des Contraintes Résiduelles et Des Écrouissages., Rapport de stage Onera, 2015.
- [Lillamand, 1999] Lillamand, I., Evolution D'une Couche Grenillée Sous Sollicitations Thermiques et Mécaniques, Cas de La Fatigue Oligocyclique, Thèse de doctorat, ENSAM, 1999.
- [Lv et al., 2015] Lv, You, Liqun Lei, Lina Sun, Effect of Shot Peening on the Fatigue Resistance of Laser Surface Melted 20CrMnTi Steel Gear, *Mater. Sci. Eng. A*, 629, 2015.
- [Lv et al., 2016] Lv, You, Liqun Lei, Lina Sun, Influence of Different Combined Severe Shot Peening and Laser Surface Melting Treatments on the Fatigue Performance of 20CrMnTi Steel Gear, *Mater. Sci. Eng. A*, 658 (March), 2016.
- [Maderbacher et al., 2010] Maderbacher, H., T. Christiner, H. -P. Gänser, M. Riedler, M. Stoschka, W. Eichlseder, Lifetime Evaluation of Hot Forged Aerospace Components by Linking Microstructural Evolution and Fatigue Behaviour, *Procedia Eng.*, 2 (1), 2010.
- [Maderbacher et al., 2013] Maderbacher, H., B. Oberwinkler, H. -P. Gänser, W. Tan, M. Rollett, M. Stoschka, The Influence of Microstructure and Operating Temperature on the Fa-

- tigue Endurance of Hot Forged Inconel® 718 Components, *Mater. Sci. Eng. A*, 585 (November), 2013.
- [Marquis, 1979] Marquis, Didier, Modélisation et identification de l'écroissage anisotrope des métaux, Thèse de 3e cycle, Université Pierre et Marie Curie, 1979.
- [Marty, 1996] Marty, B., Etude métallurgique de l'alliage 718 forgé par analyse de profils de raies de diffraction, Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech, 1996.
- [Marty et al., 1997] Marty, B., J.Y. Guedou, P. Gergaud, J.L. Lebrun, Recrystallization and Work-Hardening Prediction during Forging Process of Inconel 718, *Miner. Met. Mater. Soc.*, 1997.
- [Masmoudi Khebou, 1990] Masmoudi Khebou, N., Etude de l'évolution des contraintes de grenailage en fatigue à haute température pour le superalliage base nickel IN100, Thèse Doctorat, Arts et Métiers ParisTech, 1990.
- [M. Sundararaman, 1988] M. Sundararaman, P. Mukhopadhyay, Precipitation of the δ -Ni 3 Nb Phase in Two Nickel Base Superalloys, *Metall. Mater. Trans. -Phys. Metall. Mater. Sci. - Met. MATER TRANS A*, 19 (3), 1988.
- [Mattson et al., 1954] Mattson, R.L., W.S. Coleman Jr., Effect of Shot Peening Variables and Residual Stresses on Fatigue Life of Leaf Spring Specimens, *Transactions, Soc. Automot. Eng.*, 62, 1954.
- [Mauduit, 2017] Mauduit, C., Thèse En Cours de Réalisation À l'ENSAM D'aix En Provence., 2017.
- [McCormick, 1988] McCormick, P. G., Theory of Flow Localisation due to Dynamic Strain Ageing, *Acta Metall.*, 36 (12), 1988.
- [Meguid et al., 2015] Meguid, S. A., Luke A. Maricic, Finite Element Modeling of Shot Peening Residual Stress Relaxation in Turbine Disk Assemblies, *J. Eng. Mater. Technol.*, 137 (3), 2015.
- [Meguid et al., 2005] Meguid, S. A., G. Shagal, J. C. Stranart, K. M. Liew, L. S. Ong, Relaxation of Peening Residual Stresses Due to Cyclic Thermo-Mechanical Overload, *J. Eng. Mater. Technol.*, 127 (2), 2005.
- [Merriman et al., 2008] Merriman, C. C., D. P. Field, P. Trivedi, Orientation Dependence of Dislocation Structure Evolution during Cold Rolling of Aluminum, *Mater. Sci. Eng. A*, 494 (1-2), 2008.
- [Moore et al., 1956] Moore, M. G., W. P. Evans, Correction for Stress Layers in X-Ray Diffraction Residual Stress Analysis, presented at the the SAE Residual Stress Committee, 1956.
- [Morançais, 2016] Morançais, A., Effet Du Grenailage Sur La Durée de Vie Des Aubes Monocristallines de Turbine, Université de Technologie de Troyes, 2016.
- [Morel et al., 2005] Morel, F., L. Flacelière, Data Scatter in Multiaxial Fatigue: From the Infinite to the Finite Fatigue Life Regime, *Int. J. Fatigue*, 27 (9), 2005.

- [Mróz, 1967] Mróz, Z., On the Description of Anisotropic Workhardening, *J. Mech. Phys. Solids*, 15 (3), 1967.
- [Murakami et al., 1986] Murakami, Yukitaka, Masahiro Endo, Effects of Hardness and Crack Geometry on .DELTA.Kth of Small Cracks., *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, 35 (August), 1986.
- [Nascimento et al., 2001] Nascimento, M. P, R. C Souza, W. L Pigatin, H. J. C Voorwald, Effects of Surface Treatments on the Fatigue Strength of AISI 4340 Aeronautical Steel, *Int. J. Fatigue*, 23 (7), 2001.
- [Neuber, 1946] Neuber, Heinz, Theory of Notch Stresses: Principles for Exact Stress Calculation. J. W. Edwards, 1946.
- [Neuber, 1961] Neuber, Heinz, Theory of Notch Stresses: Principles for Exact Calculation of Strength with Reference to Structural Form and Material. , 1961.
- [Niang, 2010] Niang, Aliou, Contribution à l'étude de la précipitation des phases intermétalliques dans l'alliage 718, Thèse de doctorat, Institut national polytechnique, 2010.
- [Norberg et al., 2007] Norberg, S., M. Olsson, The Effect of Loaded Volume and Stress Gradient on the Fatigue Limit, *Int. J. Fatigue*, 29 (12), 2007.
- [Nouailhas, 1989] Nouailhas, D., Unified Modelling of Cyclic Viscoplasticity: Application to Austenitic Stainless Steels, *Int. J. Plast.*, 5 (5), 1989.
- [Nouailhas et al., 1985] Nouailhas, D., G. Cailletaud, H. Policella, D. Marquis, J. Dufailly, H. P. Lieurade, A. Ribes, E. Bollinger, On the Description of Cyclic Hardening and Initial Cold Working, *Eng. Fract. Mech.*, 21 (4), 1985.
- [Oblak et al., 1974] Oblak, J. M., D. F. Paulonis, D. S. Duvall, Coherency Strengthening in Ni Base Alloys Hardened by DO22 Γ' Precipitates, *Metall. Trans.*, 5 (1), 1974.
- [Ohno, 1982] Ohno, N., A Constitutive Model of Cyclic Plasticity With a Nonhardening Strain Region, *J. Appl. Mech.*, 49 (4), 1982.
- [Ohno, 1998] Ohno, N., Constitutive Modeling of Cyclic Plasticity with Emphasis on Ratcheting, *Int. J. Mech. Sci.*, 40 (2), 1998.
- [Ohno et al., 1993] Ohno, N., J.-D. Wang, Kinematic Hardening Rules with Critical State of Dynamic Recovery, Part I: Formulation and Basic Features for Ratchetting Behavior, *Int. J. Plast.*, 9 (3), 1993.
- [Otin, 2007] Otin, S., Lois D'endommagement Incrémentales Isotrope/anisotropes Pour Applications Thermomécaniques Complexes, Ecole Nationale Supérieure de Cachan, 2007.
- [Palin-Luc et al., 1998] Palin-Luc, Thierry, Serge Lasserre, An Energy Based Criterion for High Cycle Multiaxial Fatigue, *Eur. J. Mech. - ASolids*, 17 (2), 1998.
- [Park et al., 2007] Park, S. J., K. S. Kim, H. S. Kim, Ratcheting Behaviour and Mean Stress Considerations in Uniaxial Low-Cycle Fatigue of Inconel 718 at 649 °C, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 30 (11), 2007.

- [Perrin, 2008] Perrin, Frédéric, Prise En Compte Des Données Expérimentales Dans Les Modèles Probabilistes Pour La Prévision de La Durée de Vie Des Structures. Clermont-Ferrand 2, 2008.
- [Peterson, 1961] Peterson, R. E., The Role of Stress Distribution in Fatigue, *Exp. Mech.*, 1 (4), 1961.
- [Ponnelle, 2001] Ponnelle, SYLVAIN, Propagation des fissures par fatigue à haute température dans l'Inconel 718 : effets de microstructure et de chargements complexes, Thèse de doctorat, 2001.
- [Prager, 1956] Prager, W., A New Method of Analysis Stress and Strain in Work Hardening Plastic Solids, *J. Appl. Mech.*, 1956.
- [Prevéy, 1986] Prévéy, P. S., X-Ray Diffraction Residual Stress Techniques, . Vol. 10. Metals Park, 1986.
- [Prevéy, 1987] Prévéy, P. S., The Measurement of Sub-Surface Residual Stress and Cold Work Distributions in Nickel Base Alloys, 1987.
- [Prevéy, 1990] Prévéy, P. S., X-Ray Diffraction Characterisation of Residual Stresses Produced by Shot Peening, *Shot Peen. Theory Appl.*, 1990.
- [Prevéy, 2000] Prévéy, P. S., The Effect of Cold Work on the Thermal Stability of Residual Compression in Surface Enhanced IN718, 2000.
- [Prevéy et al., 1998] Prévéy, P. S., D.J. Hornbach, P.W. Mason, Thermal Residual Stress Relaxation and Distortion in Surface Enhanced GasTurbine Engine Components, *ASM Int.*, 1998.
- [Prisacari, 2017] Prisacari, I., Modeling of Partial Mean Stress Relaxation and Biaxial Mechanical Testing of INCO718DA, ENS Cachan, 2017.
- [Prudente et al., 2010] Prudente, Andrea A., Gauss M. Cordeiro, Generalized Weibull Linear Models, *Commun. Stat. - Theory Methods*, 39 (20), 2010.
- [Radavich et al., 1992] Radavich, J.-F., G.E. Korth, High Temperature Degradation of Alloy 718 after Longtime Exposures, *Superalloys*, 1992.
- [Rao et al., 1995] Rao, K. Bhanu Sankara, Sreeramesh Kalluri, Gary R. Halford, Michael A. McGaw, Serrated Flow and Deformation Substructure at Room Temperature in Inconel 718 Superalloy during Strain Controlled Fatigue, *Scr. Metall. Mater.*, 32 (4), 1995.
- [Rapport RATP 1996] RATP, Cetim, 1996.
- [Renaud, 2011] Renaud, P., Modélisation Numérique Du Grenillage Des Pièces Initialement Cémentées Ou Carbonitrurées, Thèse de doctorat, ENSAM, 2011.
- [Robert, 1992] Robert, Jean-Louis, Contribution À L'étude de La Fatigue Multi Axiale Sous Sollicitations Périodiques Ou Aléatoires. Lyon, INSA, 1992.

- [Sáez-Maderuelo et al., 2011] Sáez-Maderuelo, A., L. Castro, G. de Diego, Plastic Strain Characterization in Austenitic Stainless Steels and Nickel Alloys by Electron Backscatter Diffraction, *J. Nucl. Mater.*, 416 (1–2), 2011.
- [Saiganesh, 2001] Saiganesh, I., Viscoplastic Model Development to Account for Strength Differential: Application to Aged 718 at Elevated Temperature. NASA/CR--2001-210715, 2001.
- [Sanda et al., 2010] Sanda, A., V. Garcia Navas, O. Gonzalo, Surface State of Inconel 718 Ultrasonic Shot Peened Effect of Processing Time, Material and Quantity of Shot Balls and Distance from Radiating Surface to Sample, *Mater. Des.*, 2010.
- [Sanders et al., 1981] Sanders, T. H., R. E. Frishmuth, G. T. Embley, Temperature Dependent Deformation Mechanisms of Alloy 718 in Low Cycle Fatigue, *Metall. Trans. A*, 12 (6), 1981.
- [Sanjurjo et al., 2014] Sanjurjo, Pedro, Cristina Rodríguez, Inés Peñuelas, Tomás Eduardo García, Francisco Javier Belzunce, Influence of the Target Material Constitutive Model on the Numerical Simulation of a Shot Peening Process, *Surf. Coat. Technol.*, 258, 2014.
- [Schulze et al., 1993] Schulze, V., F. Burgahn, O. Vöhringer, E. Macherauch, Zum Thermischen Abbau von Kugelstrahl-Eigenspannungen Bei Vergütetem 42 CrMo 4, *Mater. Werkst.*, 24 (7), 1993.
- [Seddik et al., 2017] Seddik, R., R. Ben Sghaier, A. Atig, R. Fathallah, Fatigue Reliability Prediction of Metallic Shot Peened-Parts Based on Wöhler Curve, *J. Constr. Steel Res.*, 130 (March), 2017.
- [Shen et al., 2016] Shen, Rickard R., Valter Ström, Pål Efsing, Spatial Correlation between Local Misorientations and Nanoindentation Hardness in Nickel-Base Alloy 690, *Mater. Sci. Eng. A*, 674 (September), 2016.
- [Sims et al., 1987] Sims, C. T., N. S. Stoloff, W. C. Hagel, *Superalloys II*, January, 1987.
- [Sines et al., 1981] Sines, George, George Ohgi, Fatigue Criteria Under Combined Stresses or Strains, *J. Eng. Mater. Technol.*, 103 (2), 1981.
- [D. J. Smith et al., 2001] Smith, D. J., G. H. Farrahi, W. X. Zhu, C. A. McMahon, Experimental Measurement and Finite Element Simulation of the Interaction between Residual Stresses and Mechanical Loading, *Int. J. Fatigue*, 23 (4), 2001.
- [K. N. Smith et al., 1969] Smith, K. N., T. H. Topper, P. Watson, A Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals. Defense Technical Information Center, 1969.
- [Soady, Mellor, and Reed, 2013] Soady, K. A., B. G. Mellor, P. A. S. Reed, Life Assessment Methodologies Incorporating Shot Peening Process Effects: Mechanistic Consideration of Residual Stresses and Strain Hardening Part 2 – Approaches to Fatigue Lifting after Shot Peening, *Mater. Sci. Technol.*, 29 (6), 2013.
- [Soady et al., 2011] Soady, K. A., B. G. Mellor, J. Shackleton, A. Morris, P. A. S. Reed, The Effect of Shot Peening on Notched Low Cycle Fatigue, *Mater. Sci. Eng. A*, 528 (29–30), 2011.

- [Soady, Mellor, West, et al., 2013] Soady, K. A., B. G. Mellor, G. D. West, G. Harrison, A. Morris, P. A. S. Reed, Evaluating Surface Deformation and near Surface Strain Hardening Resulting from Shot Peening a Tempered Martensitic Steel and Application to Low Cycle Fatigue, *Int. J. Fatigue*, 54 (September), 2013.
- [Spilmont, 1999] Spilmont, J. G., Etude de La Sensibilité À La Fragilisation Par L'hydrogène de L'alliage 718 En Milieu Primaire de Réacteur À Eau Pressurisée, Ecole des mines de Paris, 1999.
- [Srikant et al., 2006] Srikant, G., N. Chollacoop, U. Ramamurty, Plastic Strain Distribution underneath a Vickers Indenter: Role of Yield Strength and Work Hardening Exponent, *Acta Mater.*, 54 (19), 2006.
- [Surface Integrity, 1989] Surface Integrity, Tech Report. Manufacturing Engineering, 1989.
- [Tabor, 1956] Tabor, D., The Physical Meaning of Indentation and Scratch Hardness, *Br. J. Appl. Phys.*, 7 (5), 1956.
- [Taina et al., 2010] Taina, F., M. Pasqualon, V. Velay, D. Delagnes, P. Lours, Effect of the LCF Loading Cycle Characteristics on the Fatigue Life of Inconel 718 at High Temperature, in *Superalloy 718 and Derivatives*, Ott, E. A., J. R. Groh, A. Banik, I. Dempster, T. P. Gabb, R. Helmink, X. Liu, A. Mitchell, G. P. Sjöberg, and A. Wusatowska-Sarneck, eds. John Wiley & Sons, Inc., 2010.
- [Taleb et al., 2010] Taleb, Lakhdar, Georges Cailletaud, An Updated Version of the Multimechanism Model for Cyclic Plasticity, *Int. J. Plast.*, 26 (6), 2010.
- [Uchic et al., 2004] Uchic, M.D., M. Groeber, R. Wheeler, R. Scheltens, D.M. Dimiduk, Augmenting the 3D Characterization Capability Oh the Dual Beam FIB-SEM, *Microsc Microanal*, 10, 2004.
- [van den Beukel, 1975] van den Beukel, A., Theory of the Effect of Dynamic Strain Aging on Mechanical Properties, *Phys. Status Solidi A*, 30 (1), 1975.
- [Vielma et al., 2014] Vielma, A. T., V. Llana, F. J. Belzunce, Effect of Coverage and Double Peening Treatments on the Fatigue Life of a Quenched and Tempered Structural Steel, *Surf. Coat. Technol.*, 249, 2014.
- [Villegas et al., 2005] Villegas, J. C., Kun Dai, Leon L. Shaw, Peter K. Liaw, Nanocrystallization of a Nickel Alloy Subjected to Surface Severe Plastic Deformation, *Mater. Sci. Eng. A*, 410–411, 2005.
- [Villegas et al., 2009] Villegas, J. C., L. L. Shaw, Nanocrystallization Process and Mechanism in a Nickel Alloy Subjected to Surface Severe Plastic Deformation, *Acta Mater.*, 57 (19), 2009.
- [Vöhringer, 1987] Vöhringer, O., Relaxation of Residual Stresses by Annealing or Mechanical Treatment, in *Residual Stresses*, NIKU-LARI, A., ed. Pergamon, 1987.
- [Wang et al., 2013] Wang, Xiangyu, Chuanzhen Huang, Bin Zou, Hanlian Liu, Hongtao Zhu, Jun Wang, Dynamic Behavior and a Modified Johnson–Cook Constitutive Model of Inconel 718 at High Strain Rate and Elevated Temperature, *Mater. Sci. Eng. A*, 580, 2013.

- [Warren et al., 2006] Warren, J., D. Y. Wei, The Cyclic Fatigue Behavior of Direct Age 718 at 149, 315, 454 and 538 °C, *Mater. Sci. Eng. A*, 428 (1–2), 2006.
- [Weibull, 1939] Weibull, W., A Statistical Theory of the Strength of Materials. Generalstabens litografiska anstalts förlag, 1939.
- [Weibull, 1951] Weibull, W., A Statistical Distribution Function of Wide Applicability, *J. Appl. Mech.*, 1951.
- [Wlodek et al., 1994] Wlodek, S.T., R.D. Field, The Effects of Long Time Exposure on Alloy 718, *Superalloys 718 625 706 Var. Deriv.*, 1994.
- [Wohlfahrt, 1984] Wohlfahrt, H., The Influence of Peening Conditions on the Resulting Distribution of Residual Stress, 1984.
- [Wright et al., 2011] Wright, S. I., M. M. Nowell, D. P. Field, A Review of Strain Analysis Using Electron Backscatter Diffraction, *Microsc. Microanal.*, 17, 2011.
- [Xie et al., 2016] Xie, Lechun, Yan Wen, Ke Zhan, Liqiang Wang, Chuanhai Jiang, Vincent Ji, Characterization on Surface Mechanical Properties of Ti–6Al–4V after Shot Peening, *J. Alloys Compd.*, 666, 2016.
- [Young et al., 2003] Young, G.-A., N. Lewis, The Stress Corrosion Crack Growth Rate of Alloy 600 Heat Affected Zones Exposed to High Purity Water, LM-03K021, 822113, 2003.
- [Zaiser et al., 1997] Zaiser, M., P. Hähner, Oscillatory Modes of Plastic Deformation: Theoretical Concepts, *Phys. Status Solidi B*, 199 (2), 1997.
- [Zaroog et al., 2011] Zaroog, Omar Suliman, Aidy Ali, B. B. Sahari, Rizal Zahari, Modeling of Residual Stress Relaxation of Fatigue in 2024-T351 Aluminium Alloy, *Int. J. Fatigue*, 33 (2), 2011.
- [Zhan et al., 2012] Zhan, K., C. H. Jiang, V. Ji, Residual Stress Relaxation of Shot Peened Deformation Surface Layer on S30432 Austenite Steel under Applied Loading, *Mater. Trans.*, 53 (9), 2012.
- [Zhang et al., 2008] Zhang, Jixi, Yanyao Jiang, Constitutive Modeling of Cyclic Plasticity Deformation of a Pure Polycrystalline Copper, *Int. J. Plast.*, 24 (10), 2008.
- [Zhou et al., 2011] Zhou, Zhong, Amrinder S. Gill, Dong Qian, S. R. Mannava, Kristina Langer, Youhai Wen, Vijay K. Vasudevan, A Finite Element Study of Thermal Relaxation of Residual Stress in Laser Shock Peened IN718 Superalloy, *Int. J. Impact Eng.*, 38 (7), 2011.
- [Zhuang et al., 2001] Zhuang, Wyman Z., Gary R. Halford, Investigation of Residual Stress Relaxation under Cyclic Load, *Int. J. Fatigue*, 23, Supplement 1, 2001.

Table des figures

FIGURE I-1. MORPHOLOGIE DE PRECIPITATION DE r'' ; A) PRESENTATION DES TROIS VARIANTES D'ORIENTATION OBTENUS APRES UN TRAITEMENT DE 1030°C / 1 H, 850°C / 1 H, 650°C / 8 H [SPILMONT, 1999], ET B) REPRESENTATION SCHEMATIQUE DE LA STRUCTURE DE r'' [M. GAO ET AL., 1996].	12
FIGURE I-2. MICROSTRUCTURE DE L'INCONEL 718, PHASE Δ : A) ZONE APPAUVRIE EN r'' AU VOISINAGE D'UNE PLAQUETTE DE PHASE Δ OBTENUE APRES UN TRAITEMENT THERMIQUE DE 1050°C / 1H, 750°C / 100 H, B) MORPHOLOGIE DE LA PHASE Δ OBTENUE DANS UN DISQUE DE TURBINE [PONNELLE, 2001].	13
FIGURE I-3. RECAPITULATIF DES PHASES ET DE LEUR PRECIPITATION DANS L'INCONEL 718.	14
FIGURE I-4. TRAITEMENTS THERMIQUES TR (A GAUCHE) ET DA (A DROITE).	15
FIGURE I-5. EVOLUTION DE LA TAILLE DES PRECIPITES r' , ET r'' EN FONCTION DU TEMPS SELON [WLODEK ET AL., 1994] ET [HAN ET AL., 1982].	16
FIGURE I-6. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE MISE EN SOLUTION [NIANG, 2010].	17
FIGURE I-7. INFLUENCE DU TEMPS DE MAINTIEN [NIANG, 2010].	17
FIGURE I-8. COURBES CONVENTIONNELLES DE TRACTION A 350°C ET 650°C POUR DEUX TAILLES DE GRAIN (DA : 5-10 μ M ET DA TRAITÉ : 100-150 μ M) [ALEXANDRE, 2004].	19
FIGURE I-9. RELATION ENTRE LA TAILLE DES PRECIPITES r'' ET LA LIMITE D'ELASTICITE $\sigma_{0,2}$ APRES VIEILLISSEMENT A 650°C [RAVAVICH ET AL., 1992].	20
FIGURE I-10. COURBES D'ADOUCCISSEMENT CYCLIQUE DE L'ALLIAGE 718 A DIFFERENTES TEMPERATURES [FOURNIER ET AL., 1977].	20
FIGURE I-11. COURBES DE RELAXATION DE LA CONTRAINTE MOYENNE DE L'INCONEL 718 DA A 550°C [CHABOCHE ET AL., 2012].	21
FIGURE I-12. SIMULATION DE DUREE DE VIE A 600°C EN $R_e=0$ DANS UN DIAGRAMME DE TYPE WÖHLER [ALEXANDRE, 2004].	22
FIGURE I-13. COMPARAISON DE LA MODELISATION (LIGNES) ET DES DONNEES EXPERIMENTALES (SYMBOLES) POUR LES COURBES DE PREVISION DE DUREE DE VIE [MADERBACHER ET AL., 2013].	22
FIGURE I-14. GRENAILLAGE A BUSE [RENAUD, 2011].	23
FIGURE I-15. EXEMPLE DE COURBE D'INTENSITE ALMEN D'APRES [NFL 06-832].	24
FIGURE I-16. PRINCIPE DE LA LOI DE BRAGG SUR UN RESEAU CRISTALLIN.	27
FIGURE I-17. NOTATIONS COURAMMENT UTILISEES EN DIFFRACTION DES RAYONS X.	28
FIGURE I-18. PIC (420) OBTENU EN DIFFRACTION DES RAYONS X SUR DE L'INCONEL 718 [MARTY, 1996].	29
FIGURE I-19. COMPARAISON DES DIAGRAMMES DE KIKUCHI POUR DES RESEAUX CRISTALLINS SANS DEFORMATION (GAUCHE) ET FLEXION (DROITE) [WRIGHT ET AL., 2011].	30
FIGURE I-20. MESURE DE LA DESORIENTATION PAR RAPPORT AU 3 ^E VOISIN (KAM).	31
FIGURE I-21. CALIBRATION REALISEE A PARTIR D'ESSAIS UNI-AXIAUX DE TRACTION ET DE COMPRESSION. MESURES REALISES PAR (A) MICRODURETE (B) DRX ET (C) EBSD SUR DE L'ACIER [SOADY, MELLOR, WEST, ET AL., 2013].	32
FIGURE I-22. INFLUENCE DU TAUX DE RECOUVREMENT SUR LES CONTRAINTES RESIDUELLES ET L'ECROUISSAGE, INCONEL 718 [CAMMETT ET AL., 2005].	34
FIGURE I-23. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE ET DU TEMPS DE MAINTIEN SUR LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES [LILLAMAND, 1999].	36
FIGURE I-24. TAUX DE CONTRAINTE NON RELAXEE EN FONCTION DE L'ECROUISSAGE MESURE EN SURFACE D'UN ECHANTILLON EN INCONEL 718 APRES 10 MINUTES A 670°C. COMPARAISON DE L'INFLUENCE DU TYPE DE GRENAILLAGE : GRENAILLAGE A BUSE (SHOT PEENED), LSP (LASER SHOCK PEENING) ET GRENAILLAGE PAR GRAVIRTE (GRAVITY PEENING) [PREVEY, 2000].	36
FIGURE I-25. EVOLUTION DE LA VALEURS ABSOLUE DE CONTRAINTE RESIDUELLE DE SURFACE EN FONCTION DU NOMBRE DE CYCLES POUR DIFFERENTS CAS [VÖHRINGER, 1987].	38
FIGURE I-26. FWHM MESUREE DANS L'EPaisseur DES EPROUVETTES APRES (A) LE PREMIER CYCLE ET (B) MI DUREE DE VIE A DIFFERENTES AMPLITUDES DE DEFORMATION IMPOSEES [DALAEI ET AL., 2011].	38
FIGURE I-27. RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES DU N18 A 650°C SOUS CHARGEMENT REPETE EN DEFORMATION IMPOSEE : COMPARAISON ENTRE DEUX MODELES AVEC ECROUISSAGE CINEMATIQUE NON LINEAIRES A) SANS SEUIL ; B) AVEC SEUIL [CHABOCHE ET AL., 1997].	40
FIGURE I-28. SCHEMA D'AXE DE FREIN COURAMMENT GRENAILLE [RAPPORT RATP 1996].	41
FIGURE I-29. FRACTOGRAPHIES DES INITIATIONS A LA FISSURE POUR DES EPROUVETTES : A) ELECTROPOLIE, B) GRENAILLEE PAR AIR COMPRISE ET C) TRAITEE PAR LPB [CAMMETT ET AL., 2005].	41
FIGURE I-30. ANALYSE DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE PRIVILEGIEE EN BUREAUX D'ETUDE.	42

FIGURE II-1. PRESENTATION DU PROJET CONDOR.	47
FIGURE II-2. NIVEAUX DE CONTRAINTE ET DE TEMPERATURE OBTENUS EN SERVICE SUR UN DISQUE DE TURBINE [ALEXANDRE, 2004].	48
FIGURE II-3. CHAINAGE ENVISAGE POUR EVALUER L'IMPACT DU GRENAILLAGE SUR LA DUREE DE VIE EN FATIGUE D'UNE PIECE GRENAILLEE.	49
FIGURE II-4. ANALYSE EXPERIMENTALE PERMETTANT D'EVALUER L'IMPACT DU GRENAILLAGE SUR LA DUREE DE VIE EN FATIGUE.	49
FIGURE II-5. CALCUL ELEMENTS FINIS D'UNE ETUDE PRELIMINAIRE. GRADIENT DE CONTRAINTE DE VON MISES POUR LES EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES OBTENUE EN FOND D'ENTAILLE POUR DES VALEURS DE K_t EGALES A 1,32 ET 1,6.	54
FIGURE II-6. MONTAGE DE FLEXION UTILISE POUR REALISER LES ESSAIS SUR LE SITE DE SAFRAN AIRCRAFT ENGINES DE VILLAROCHE.	54
FIGURE II-7. HISTOGRAMME DE DISTRIBUTION DES TAILLES DE GRAINS DES MICROSTRUCTURES INITIALES.	56
FIGURE II-8. HISTOGRAMME DE L'ORIENTATION DE LA PHASE Δ	57
FIGURE II-9. ORIENTATION PREFERENTIELLE DE LA PHASE Δ	57
FIGURE II-10. ANALYSE D'IMAGE : DISTINCTION DES GLOBULES ET DES AIGUILLES.	58
FIGURE II-11. A) ET B) : CLICHES MEB DE CARBURE ET NITRURE RESPECTIVEMENT ; C) ALIGNEMENT DE CARBURES OBSERVE EN MICROSCOPIE OPTIQUE.	58
FIGURE II-12. CLICHE MEB GRAND CHAMP D'UNE MICROSTRUCTURE TYPE ET ANALYSE EDS (ENERGY DISPERSIVE X-RAY SPECTROSCOPY) DES HETEROGENEITES. DETECTION D'HETEROGENEITES CHIMIQUES QUI MONTRE LA PRESENCE IMPORTANTE DE NIOBIUM.	59
FIGURE II-13. TRAITEMENT THERMIQUE DE GROSSISSEMENT DES GRAINS.	60
FIGURE II-14. TRAITEMENT THERMIQUE DE GROSSISSEMENT DES PRECIPITES DURCISSANTS.	60
FIGURE II-15. HISTOGRAMME DE DISTRIBUTION DES TAILLES DE GRAINS DES MICROSTRUCTURES MODIFIEES EN COMPARAISON DE LA MICROSTRUCTURE DA.	62
FIGURE II-16. IMAGES DE QUANTIFICATION DE LA PHASE Δ DES MICROSTRUCTURES MODELES.	63
FIGURE II-17. COMPARAISON D'UNE IMAGE AVANT ET APRES SEUILLAGE.	64
FIGURE II-18. EVOLUTION DU RECOUVREMENT, ESTIME PAR ANALYSE D'IMAGES EN FONCTION DU NOMBRE DE CYCLES, POUR LES DEUX INTENSITES DE GRENAILLAGE APPLIQUEES.	65
FIGURE II-19. SCHEMA DE PRINCIPE ET PHOTO DU GRENAILLAGE SUR EPROUVETTE CYLINDRIQUE.	66
FIGURE III-1. ESSAIS DE TRACTION POUR CALIBRATION.	73
FIGURE III-2. CALIBRATION DE L'INCONEL 718 DA EN EBSD.	75
FIGURE III-3. CALIBRATION DU PARAMETRE KAM POUR LES TROIS MICROSTRUCTURES DE L'ETUDE.	76
FIGURE III-4. CALIBRATION DE LA DURETE $Hv_{0,1}$ POUR L'INCONEL 718 DA.	78
FIGURE III-5. EXEMPLE D'APPROXIMATION DU NUAGE EXPERIMENTAL PAR UNE PSEUDO-VOIGT.	78
FIGURE III-6. CALIBRATION DE LA FWHM POUR LES 3 MICROSTRUCTURES.	79
FIGURE III-7. CARTOGRAPHIE KAM, LOCALISATION AU NIVEAU DES JOINTS DE GRAIN.	81
FIGURE III-8. EVALUATION SEMI-QUANTITATIVE DE L'ECROUISSAGE DANS LA PROFONDEUR D'UN PION GRENAILLE.	83
FIGURE III-9. COMPARAISON DES DIFFERENTES TECHNIQUES DE MESURE SUITE AU GRENAILLAGE DE L'INCONEL 718 DA.	83
FIGURE III-10. EVOLUTION DES PARAMETRES KAM ET FWHM DANS LA PROFONDEUR POUR UN ECHANTILLON GRENAILLE AVEC LA CONDITION DE GRENAILLAGE G2.	84
FIGURE III-11. IMPACT DE LA VITESSE DE SOLLICITATION SUR LA DETERMINATION DE L'ECROUISSAGE.	85
FIGURE III-12. COMPARAISONS DES PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'EQUIVALENT DE DEFORMATION PLASTIQUE POUR DIFFERENTS TRAITEMENTS DE SURFACE.	88
FIGURE III-13. COMPARAISON DES CARTOGRAPHIES EBSD (KAM) POUR UNE MICROSTRUCTURE DA ET 3 PREPARATIONS DE SURFACE DIFFERENTES.	88
FIGURE III-14. SCHEMA DE LA RELAXATION THERMIQUE APPLIQUEE AUX PIONS.	89
FIGURE III-15. PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE POUR DIFFERENTS TEMPS DE MAINTIEN DE RELAXATION THERMIQUE, INCONEL 718 DA, G2.	90
FIGURE III-16. RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES ET DE L'ECROUISSAGE FONCTION DU TEMPS DE MAINTIEN A 550°C POUR LES DEUX CONDITIONS DE GRENAILLAGE ; A) G1 ET B) G2.	91
FIGURE III-17. PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE SUITE A L'APPLICATION D'UN CHARGEMENT CYCLIQUE A 20°C.	92

FIGURE III-18. PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE SUITE A L'APPLICATION D'UN CHARGEMENT CYCLIQUE A 550°C.....	93
FIGURE III-19. EVOLUTION DES PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE SOUS SOLLECITATION CYCLIQUE POUR UNE AMPLITUDE DE DEFORMATION NORMALISEE $E_{NORMALISEE} = 1$ A 550°C.....	94
FIGURE III-20. MONTEES EN CHARGE ET BOUCLES D'HYSTERESIS AU CYCLE 1000 POUR DEUX ESSAIS CYCLIQUES MENES A 550°C, A UNE AMPLITUDE DE DEFORMATION NORMALISEE $E_{NORMALISEE} = 1$ POUR DE L'INCONEL 718 DA.	94
FIGURE III-21. EVOLUTION DES CONTRAINTES RESIDUELLES ET DE L'ECROUISSAGE EN SURFACE SOUS SOLLECITATION MECANIQUE A 550°C.....	95
FIGURE III-22. EVOLUTION DES CONTRAINTES RESIDUELLES EN SURFACE ET AU MAXIMUM DE CONTRAINTE EN COMPRESSION DANS LA DIRECTION DE SOLLECITATION, EN FONCTION DE L'AMPLITUDE DE DEFORMATION APPLIQUEE.....	96
FIGURE III-23. BOUCLES D'HYSTERESIS AU CYCLE 1000 DE L'INCONEL 718 DA ; A) $E_{NORMALISEE} = 0,7$; B) $E_{NORMALISEE} = 1$	97
FIGURE III-24. COMPARAISON DES DIFFERENTES MICROSTRUCTURES (CONDITION DE GRENAILLAGE G2).	98
FIGURE III-25. PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE POUR DIFFERENTS TEMPS DE MAINTIEN DE RELAXATION THERMIQUE, INCONEL 718 GROS GRAINS, G2.	99
FIGURE III-26. PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE POUR DIFFERENTS TEMPS DE MAINTIEN DE RELAXATION THERMIQUE, INCONEL 718 GROS GRAINS ET GROS PRECIPITES, G2.	99
FIGURE III-27. EVOLUTION DU TAUX DE CONTRAINTES RESIDUELLES NON RELAXEES EN FONCTION DU TEMPS DE MAINTIEN A 550°C POUR LES TROIS MICROSTRUCTURES DE L'ETUDE. DONNEES OBTENUES POUR UNE PROFONDEUR D'ENVIRONS 80 μ M.....	100
FIGURE III-28. EVOLUTION DE L'ECROUISSAGE EN FONCTION DU TEMPS DE MAINTIEN POUR LES TROIS MICROSTRUCTURES ET LES DEUX CONDITIONS DE GRENAILLAGE A) G1, B) G2.	101
FIGURE III-29. EVOLUTION DE LA CSSION RESOLUE CRITIQUE NECESSAIRE A L'ACTIVATION DES MECANISMES DE FRANCHISSEMENT DES PRECIPITES EN FONCTION DE LA TAILLE DES PRECIPITES POUR UNE FRACTION VOLUMIQUE CONSTANTE, D'APRES [SUNDARARAMAN, 1988].....	101
FIGURE III-30. INFLUENCE DE L'ECROUISSAGE INDUIT PAR GRENAILLAGE SUR LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES A 550°C PENDANT 500 HEURES.....	102
FIGURE III-31. EVOLUTION DES CONTRAINTES RESIDUELLES EN SURFACE ET DES CONTRAINTES RESIDUELLES MAXIMALES EN COMPRESSION A 20°C DANS LA DIRECTION DE SOLLECITATION EN FONCTION DE L'AMPLITUDE DE DEFORMATION APPLIQUEE, POUR LES MICROSTRUCTURES DA ET GROS GRAINS.....	103
FIGURE III-32. BOUCLES D'HYSTERESIS OBTENUES A 20°C AU CYCLE 1000 A) $E_{NORMALISEE} = 0,7$; B) $E_{NORMALISEE} = 1$ POUR LES DEUX MICROSTRUCTURES DA ET GROS GRAINS.	104
FIGURE III-33. EVOLUTION DES CONTRAINTES RESIDUELLES EN SURFACE ET DE LA CONTRAINTE MAXIMALE EN COMPRESSION A 550°C DANS LA DIRECTION DE SOLLECITATION EN FONCTION DE L'AMPLITUDE DE DEFORMATION APPLIQUEE POUR LES MICROSTRUCTURES DA ET GROS GRAINS.	104
FIGURE III-34. BOUCLES D'HYSTERESIS OBTENUES A 550°C AU CYCLE 1000 A) $E_{NORMALISEE} = 0,7$; B) $E_{NORMALISEE} = 1$ POUR LES DEUX MICROSTRUCTURES DA ET GROS GRAINS.	105
FIGURE IV-1. ESSAI DE COMPORTEMENT CYCLIQUE : ESSAI 1.	111
FIGURE IV-2. ESSAI DE COMPORTEMENT CYCLIQUE : ESSAI 2.	112
FIGURE IV-3. ESSAI DE COMPORTEMENT CYCLIQUE : ESSAI 3 [PRISACARI, 2017].....	113
FIGURE IV-4. INTERET A REALISER UN ESSAI DE COMPORTEMENT CYCLIQUE A RAPPORT DE CHARGE NUL POUR REMPLACER DES ESSAIS DE FATIGUE.....	113
FIGURE IV-5. ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE MAXIMALE EN FONCTION DU NOMBRE DE CYCLE, INCO718 DA, 20°C, ESSAI 1.	116
FIGURE IV-6. ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE MAXIMALE EN FONCTION DU NOMBRE DE CYCLE, INCO718 DA, 550°C, ESSAI 1.	117
FIGURE IV-7. MODES DE RUPTURE ET PRESENCE D'EFFET PLC [L. FOURNIER ET AL., 2001; GARAT ET AL., 2008].....	117
FIGURE IV-8. OBSERVATION DU COMPORTEMENT A DIFFERENTS CYCLES : A) BOUCLES D'HYSTERESIS, B) ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE EN FONCTION DE LA VITESSE DE DEFORMATION PLASTIQUE.	118
FIGURE IV-9. ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE VISQUEUSE LORS D'UN ESSAI DE RELAXATION.	119
FIGURE IV-10. IDENTIFICATION DU COMPORTEMENT DE L'INCONEL 718 DA, A 550°C, A PARTIR D'ESSAIS DE FATIGUE : A) COURBE DE CONSOLIDATION CYCLIQUE, B) COURBE DE RELAXATION DE CONTRAINTE MOYENNE [CHABOCHE ET AL., 2012].	121

FIGURE IV-11. ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE MAXIMALE EN FONCTION DU NOMBRE DE CYCLE, INCO718 DA, 550°C, ESSAI 1.....	124
FIGURE IV-12. PRINCIPE DE L'ANALYSE DES BOUCLES D'HYSTERESIS.....	126
FIGURE IV-13. BOUCLES D'HYSTERESIS, ESSAI 2 A 550°C POUR DIFFERENTS CYCLES.....	127
FIGURE IV-14. MISE EN EVIDENCE D'UN EFFET MEMOIRE SUR L'ECROUISSAGE CINEMATIQUE.	128
FIGURE IV-15. EVOLUTION DE LA TAILLE DU DOMAINE ELASTIQUE (A) ET DE LA POSITION DU CENTRE DU DOMAINE ELASTIQUE (B) EN FONCTION DE LA PLASTICITE CUMULEE POUR L'ESSAI 1 REALISE A 550°C SUR L'INCONEL 718 DA.	129
FIGURE IV-16. COMPARAISON DES DIFFERENTS FORMALISMES, IDENTIFICATION EFFECTUEE POUR L'INCONEL 718 DA, A 550°C.	133
FIGURE IV-17. EVOLUTION A) DE LA TAILLE DU DOMAINE ELASTIQUE ET B) DE LA POSITION DU CENTRE DU DOMAINE ELASTIQUE EN FONCTION DE LA PLASTICITE CUMULEE PREVUE PAR LES MODELES EN COMPARAISON AVEC LES TRAITEMENTS EXPERIMENTAUX, INCONEL 718 DA, 550°C ESSAI 2.....	134
FIGURE IV-18. EVOLUTION DE LA TAILLE DU DOMAINE ELASTIQUE (A) ET DE LA POSITION DU CENTRE DU DOMAINE ELASTIQUE (B) EN FONCTION DE LA PLASTICITE CUMULEE ET DE L'AMPLITUDE DE DEFORMATION PLASTIQUE POUR LES ESSAIS 1 ET 2 REALISES A 550°C SUR L'INCONEL 718 DA.	135
FIGURE IV-19. EVOLUTION DE LA LIMITE D'ELASTICITE (A) ET DE LA POSITION DU CENTRE DU DOMAINE ELASTIQUE (B) EN FONCTION DE LA PLASTICITE CUMULEE ET DE L'AMPLITUDE DE DEFORMATION PLASTIQUE POUR A 20 ET 550°C, ESSAI 2, INCONEL 718 DA.	136
FIGURE IV-20. COMPARAISON EXPERIENCE / SIMULATION DE L'IDENTIFICATION REALISEE A 20°C.....	137
FIGURE IV-21. EVOLUTION DE LA LIMITE D'ELASTICITE ET DE LA POSITION DU CENTRE DU DOMAINE ELASTIQUE EN FONCTION DE LA PLASTICITE CUMULEE A 20°C (A) ET 550°C (B) POUR TROIS MICROSTRUCTURES.....	139
FIGURE IV-22. RELATION HALL-PETCH OBTENUE A 550°C POUR L'INCONEL 718.....	140
FIGURE IV-23. COMPARAISON EXPERIENCE / SIMULATION DE L'IDENTIFICATION REALISEE A 20 ET 550°C SUR LA MICROSTRUCTURE A GROS GRAINS.	141
FIGURE IV-24. DEMARCHE D'INTRODUCTION DES CONTRAINTES RESIDUELLES DANS LE CODE ZSET.	143
FIGURE IV-25. NOTATION CHOISIE POUR ETUDIER LES EPROUVETTES CYLINDRIQUES.	144
FIGURE IV-26. MODELISATION DE LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES SOUS CHARGEMENT CYCLIQUE A 20°C, APPLICATION A L'INCONEL 718 DA A) $E_{NORMEE} = 0,7$, B) $E_{NORMEE} = 1$	145
FIGURE IV-27. MODELISATION DE LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES SOUS CHARGEMENT THERMIQUE A 550°C, APPLICATION A L'INCONEL 718 DA A) CONDITION DE GRENAILLAGE G1, B) CONDITION DE GRENAILLAGE G2.	147
FIGURE IV-28. MODELISATION DE LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES SOUS CHARGEMENT CYCLIQUE A 550°C, APPLICATION A L'INCONEL 718 DA A) $E_{NORMEE} = 0,7$, B) $E_{NORMEE} = 1$	149
FIGURE V-1. SCHEMA DES PIONS DU MONTAGE DE FLEXION QUATRE POINTS.	153
FIGURE V-2. A) IMAGES MEB ET B) SCORE DE CORRELATION ASSOCIE.....	156
FIGURE V-3. ILLUSTRATION DU TRAITEMENT DE DONNEES AVEC L'UTILISATION DES JAUGES.	157
FIGURE V-4. COMPARAISON DES DONNEES OPTIQUE ET MEB POUR DE L'INCONEL 718 DA NON GRENAILLE.	157
FIGURE V-5. ILLUSTRATION DU PROBLEME DE DISTORSION OBSERVE A) AU MEB ; ET B) PAS EN OPTIQUE TELECENTRIQUE...	158
FIGURE V-6. RESIDU DE LA DEFORMATION ENTRE LES DONNEES OPTIQUES ET MEB POUR UN MEME ECHANTILLON.....	159
FIGURE V-7. COMPARAISON COURBE OPTIQUE ET COURBE APRES CORRECTION DE MESURE DE FLEXION 4 POINTS <i>IN SITU</i> AU MEB POUR L'INCONEL 718 DA G2.	159
FIGURE V-8. COMPARAISON DE LA REPONSE OBTENUE PAR CORRELATION D'IMAGES DES EPROUVETTES DE FLEXION 4 POINTS EN INCONEL 718 DA.	160
FIGURE V-9. COMPARAISON DE LA REPONSE OBTENUE PAR CORRELATION D'IMAGES DES EPROUVETTES DE FLEXION 4 POINTS EN INCONEL 718 GROS GRAINS.....	161
FIGURE V-10. CARTOGRAPHIES KAM POUR DIFFERENTES MICROSTRUCTURES, DIFFERENTS TRAITEMENTS DE SURFACE ET PLUSIEURS VALEURS DE CHARGEMENTS. CARTOGRAPHIES OBTENUES POUR LA SURFACE SOLLICITEE EN TRACTION.....	162
FIGURE V-11. EVOLUTION DU PARAMETRE KAM DANS LA PROFONDEUR POUR DIFFERENTS CHARGEMENTS, INCONEL 718 DA, GRENAILLAGE G2.....	163
FIGURE V-12. UTILISATION DU PARAMETRE KAM POUR DETECTER UNE INFLUENCE DU GRENAILLAGE SUR LA LIMITE D'ELASTICITE A UNE PROFONDEUR DONNEE.	163
FIGURE V-13. COMPARAISON DE L'EVOLUTION DU KAM EN FONCTION DE LA FORCE POUR TROIS PROFONDEURS ET TROIS ETATS DE SURFACE.	164

FIGURE V-14. COMPARAISON, POUR UNE PROFONDEUR DE 50 μm , DE L'ÉVOLUTION DU PARAMÈTRE KAM EN FONCTION DE LA CHARGE POUR TROIS TRAITEMENTS DE SURFACE DANS LA ZONE EN TRACTION ET EN COMPRESSION.	165
FIGURE V-15. MODELISATION PAR ELEMENT FINI DE L'ESSAI DE FLEXION 4 POINTS.	166
FIGURE V-16. COMPARAISON ENTRE LA MODELISATION PAR ELEMENTS FINIS ET LES DONNEES OBTENUES SUR INCO718 DA A 20°C PAR OPTIQUE ET MEB SUR MATERIAU NON GRENAILLE.	166
FIGURE V-17. INFLUENCE DU COMPORTEMENT DE LA ZONE NON AFFECTEE PAR GRENAILLAGE ET DE LA ZONE AFFECTEE PAR GRENAILLAGE AINSI QUE DU RAPPORT R SUR LE COMPORTEMENT EN SURFACE D'UNE EPROUVETTE DE FLEXION 4 POINTS.	167
FIGURE V-18. DEMARCHE DE L'ÉTUDE NUMERO-EXPERIMENTALE.	169
FIGURE V-19. COMPARAISON EXPERIENCE-SIMULATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES ET DES DEFORMATIONS PLASTIQUES EQUIVALENTES DE VON MISES INTRODUITES LORS DU GRENAILLAGE [BOYER, 2017].	172
FIGURE V-20. PROFIL DE PLASTICITE CUMULEE OBTENU APRES LA SIMULATION DU PROCEDE DE GRENAILLAGE [BOYER, 2017].	173
FIGURE V-21. VARIABLES INTERNES INITIALISEES POUR INTRODUIRE L'ÉCROUISSAGE INDUIT PAR GRENAILLAGE DANS LA MODELISATION.	174
FIGURE V-22. METHODOLOGIE POUR EVALUER LES VARIABLES INTERNES DE LA LOI DE COMPORTEMENT « FATIGUE » A L'AIDE DES TRAJETS DE CHARGEMENT.	175
FIGURE V-23. PREDICTION DE LA RELAXATION THERMIQUE DES CONTRAINTES RESIDUELLES A 550°C POUR L'INCONEL 718 DA GRENAILLE G2.	176
FIGURE V-24. PREDICTION DE LA RELAXATION THERMIQUE DES CONTRAINTES RESIDUELLES A 550°C POUR L'INCONEL 718 DA GRENAILLE G1.	177
FIGURE V-25. PREDICTION DE LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES SOUS CHARGEMENT CYCLIQUE A 20°C AVEC PRISE EN COMPTE DE L'ÉCROUISSAGE INDUIT PAR GRENAILLAGE. APPLICATION A L'INCONEL 718 DA A) $E_{\text{NORMEE}} = 0,7$, B) $E_{\text{NORMEE}} = 1$	179
FIGURE V-26. PREDICTION DE LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES SOUS CHARGEMENT CYCLIQUE A 550°C AVEC PRISE EN COMPTE DE L'ÉCROUISSAGE INDUIT PAR GRENAILLAGE. APPLICATION A L'INCONEL 718 DA A) $E_{\text{NORMEE}} = 0,7$, B) $E_{\text{NORMEE}} = 1$	180
FIGURE VI-1. COURBE DE DUREE DE VIE DE L'INCONEL 718 DA ET A GROS GRAINS EN FONCTION DU NOMBRE DE CYCLES. COMPARAISON DES DONNEES OBTENUES DANS CETTE ETUDE ET DES DONNEES DE LA LITTERATURE.	186
FIGURE VI-2. FRACTOGRAPHIE TYPE D'UNE EPROUVETTE EN INCONEL 718 DA.	187
FIGURE VI-3. ZONE D'AMORÇAGE D'UNE EPROUVETTE EN INCONEL 718 DA : NITRURE DE TITANE (AVEC ANALYSE EDS ASSOCIEE) ET DE NIOBIUM ENTOURE DE GRAINS PLUS PETITS.	188
FIGURE VI-4. FRACTOGRAPHIE TYPE RENCONTREE POUR LA MICROSTRUCTURE A GROS GRAINS.	188
FIGURE VI-5. DUREE DE VIE EN FATIGUE DE L'INCONEL 718 POUR DIFFERENTES GEOMETRIES D'EPROUVETTE.	190
FIGURE VI-6. FRACTOGRAPHIES REALISEES SUR DES EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES EN INCONEL 718 DA ; A) $KT_{1,32}$, B) $KT_{1,6}$	190
FIGURE VI-7. DUREE DE VIE EN FATIGUE DE L'INCONEL 718 A GROS GRAINS POUR DES EPROUVETTES LISSES ET DE FLEXION.	191
FIGURE VI-8. FACIES DE RUPTURE OBSERVE APRES RUPTURE D'UNE EPROUVETTE A MICROSTRUCTURE A GROS GRAINS.	191
FIGURE VI-9. DIAGRAMME DE HAIGH POUR LE TA6V A 200°C ET L'INCONEL 718 A 550°C [CHABOCHE ET AL., 2012].	194
FIGURE VI-10. DIAGRAMME DE HAIGH DE L'INCONEL 718 A 550°C.	196
FIGURE VI-11. IDENTIFICATION DES PARAMETRES B ET B.	197
FIGURE VI-12. IDENTIFICATION DES PARAMETRES A ET A.	198
FIGURE VI-13. COURBE DE DUREE DE VIE SUR EPROUVETTES LISSES POUR L'INCONEL 718 DA A 550°C.	199
FIGURE VI-14. COURBES DE RELAXATION DE LA CONTRAINTE MOYENNE AU CYCLE STABILISE.	199
FIGURE VI-15. COURBE DE DUREE DE VIE SUR EPROUVETTES LISSES POUR L'INCONEL 718 A GROS GRAINS.	200
FIGURE VI-16. MAILLAGE ET CONDITIONS AUX LIMITES DES EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTE.	201
FIGURE VI-17. CONVERGENCE DU CALCUL POUR DIFFERENTES GEOMETRIES D'EPROUVETTES.	202
FIGURE VI-18. DUREE DE VIE CALCULEE EXPRIMEE EN FONCTION DE LA DUREE DE VIE EXPERIMENTALE POUR LES ESSAIS SUR EPROUVETTES LISSES, A $KT_{1,32}$ ET $KT_{1,6}$	203
FIGURE VI-19. GRADIENT DE CONTRAINTE EFFECTIVE DANS L'ÉPAISSEUR SUR LES EPROUVETTES A KT	204
FIGURE VI-20. REPRESENTATION DU DOMAINE $\Omega r(x)$ DE RAYON R CENTRE EN X [KAMINSKI, 2007].	205
FIGURE VI-21. DETERMINATION DU CHARGEMENT A APPLIQUER POUR ATTEINDRE UNE DUREE DE VIE DE 8000 CYCLES.	206

FIGURE VI-22. IDENTIFICATION D'UNE LONGUEUR CARACTERISTIQUE PERMETTANT DE PRENDRE EN COMPTE L'EFFET DE GRADIENT.	207
FIGURE VI-23. COURBES DES PROBABILITES DE PRESENCE D'AU MOINS UNE PARTICULE DE TAILLE, A SUPERIEURE A UNE TAILLE DONNEE, A_0 POUR DIFFERENTES SURFACES OBSERVEES [ALEXANDRE, 2004].	208
FIGURE VI-24. DEFINITION DES PROPRIETES DU FACTEUR D'ECHELLE.	209
FIGURE VI-25. ILLUSTRATION SCHEMATIQUE DU MODELE PROBABILISTE CHOISI.	210
FIGURE VI-26. MODELE DE WEIBULL COMPARE AUX DONNEES EXPERIMENTALES.	211
FIGURE VI-27. PREDICTION DE LA DUREE DE VIE DES EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES APRES APPLICATION D'UNE APPROCHE DE TYPE WEIBULL EN VOLUME.	214
FIGURE VI-28. PREDICTION DE LA DUREE DE VIE DES EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES APRES APPLICATION D'UNE APPROCHE DE TYPE WEIBULL EN SURFACE.	216
FIGURE VI-29. COMPARAISON DES METHODES DE CALCUL DE LA PROBABILITE DE RUPTURE D'UNE EPROUVETTE.	217
FIGURE VI-30. COURBES DE DUREE DE VIE OBTENUES SUR EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES, INCONEL 718 DA.	219
FIGURE VI-31. AMORÇAGES INTERNES ET SURFACIQUES RENCONTRES SUR UNE EPROUVETTE A $K_{T_{1,32}}$, INCONEL 718 DA, GRENAILLAGE G2.	219
FIGURE VI-32. COURBES DE DUREE DE VIE OBTENUES SUR EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES, INCONEL 718 DA ET GROS GRAINS.	220
FIGURE VI-33. AMORÇAGES SURFACIQUE ET INTERNE RENCONTRES SUR UNE EPROUVETTE A $K_{T_{1,32}}$, INCONEL 718 GROS GRAINS, CONDITION DE GRENAILLAGE G2.	221
FIGURE VI-34. COURBES DE DUREE DE VIE OBTENUES SUR EPROUVETTES DE FLEXION GRENAILLEES POUR LA MICROSTRUCTURE A GROS GRAINS.	222
FIGURE VI-35. CHAINE DE DIMENSIONNEMENT PROPOSEE POUR PRENDRE EN COMPTE L'INFLUENCE DU GRENAILLAGE SUR LA DUREE DE VIE EN FATIGUE DE PIECES EN INCONEL 718.	223
FIGURE VI-36. PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES OBTENUS APRES REEQUILIBRAGE POUR DIFFERENTES GEOMETRIES D'EPROUVETTE.	224
FIGURE VI-37. ISO-VALEURS DE LA COMPOSANTE Σ_{33} DU TENSEUR DES CONTRAINTES OBTENUES SUR L'EPROUVETTE A CONCENTRATION DE CONTRAINTES $K_T = 1,6$	225
FIGURE VI-38. COMPARAISON DES DIFFERENTS MODELES PAR RAPPORT AUX DONNEES EXPERIMENTALES OBTENUES SUR EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES GRENAILLEES, INCONEL 718 DA.	226
FIGURE VI-39. DUREE DE VIE CALCULEE, EXPRIMEE EN FONCTION DE LA DUREE DE VIE EXPERIMENTALE, POUR LES ESSAIS SUR EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES, GRENAILLEES OU BRUT D'USINAGE.	226
FIGURE VI-40. COMPARAISON DE L'APPROCHE DE WEIBULL AVEC LES DONNEES EXPERIMENTALES OBTENUES SUR EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES GRENAILLEES, INCONEL 718 A GROS GRAINS.	227
FIGURE VI-41. COMPARAISON DE LA MODELISATION AVEC OU SANS PRISE EN COMPTE DE L'ECROUISSAGE INDUIT PAR GRENAILLAGE DANS LA MODELISATION, APPROCHE DE WEIBULL EN VOLUME.	228
FIGURE VI-42. VALEURS DE LA FONCTION F^1 CALCULEE EN CHAQUE POINT DE GAUSS LORSQUE L'APPROCHE PROBABILISTE EN VOLUME EST APPLIQUEE.	229
FIGURE VI-43. VALEURS DE LA FONCTION F^1 CALCULEE EN CHAQUE POINT DE GAUSS LORSQUE L'APPROCHE PROBABILISTE EN SURFACE EST APPLIQUEE.	230
FIGURE VI-44. COMPARAISON DE L'APPROCHE DE WEIBULL AVEC LES DONNEES EXPERIMENTALES OBTENUES SUR EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES GRENAILLEES, APPROCHE DE WEIBULL EN SURFACE.	230
FIGURE VI-45. PROFIL INTRODUIT DANS LA MODELISATION POUR EVALUER L'INFLUENCE DES CONTRAINTES RESIDUELLES SUR LE MODELE.	231
FIGURE VI-46. INFLUENCE DU PROFIL DE CONTRAINTES RESIDUELLES SUR LA PREDICTION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE EN UTILISANT UNE APPROCHE PROBABILISTE EN SURFACE.	232
FIGURE VI-47. RUGOSITE DE SURFACE APRES GRENAILLAGE G2 SUR DES EPROUVETTES CYLINDRIQUES LISSES.	233
FIGURE 0-1. PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE SUR EPROUVETTE DE FLEXION 4 POINTS <i>IN SITU</i> MEB.	254
FIGURE A- 1. SCHEMA DU MONTAGE GONIOMETRIQUE. D = DETECTEUR (PSD), X = TUBE EMETTEUR.	244
FIGURE A- 2. GEOMETRIE DES PIECES ETUDIEES EN DIFFRACTION DES RAYONS X.	245

FIGURE A- 3. COMPARAISON DES PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES OBTENUS APRES GRENAILLAGE DANS DEUX DIRECTIONS.	246
FIGURE A- 4. CORRECTION DE L'ENLEVEMENT DE MATIERE SUR UN PION PARALLELEPIPEDIQUE ET UNE EPROUVETTE DE FLEXION.	246
FIGURE A- 5. CORRECTIONS APORTEES POUR DETERMINER LE PROFIL DES CONTRAINTES RESIDUELLES D'UNE EPROUVETTE CYLINDRIQUE, MESURES DANS LA DIRECTION ez ET LA DIRECTION $e\theta$	247
FIGURE A- 6. NOTATIONS UTILISEES POUR DECRIRE LA FORME DES PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE INDUITS PAR GRENAILLAGE.	247
FIGURE A- 7. MATRICE D'ESSAIS SIMPLIFIEE PERMETTANT L'ETUDE DE L'INFLUENCE DES PARAMETRES MICROSTRUCTURAUX ET DES CONDITIONS DE GRENAILLAGE SUR LES CONTRAINTES RESIDUELLES ET L'ECROUISSAGE.	248
FIGURE A- 8. MESURES DES CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE APRES GRENAILLAGE G2 SUR UN CYLINDRE ; COMPARAISON AVEC LES MESURES OBTENUES SUR PION.	249
FIGURE A- 9. INFLUENCE DE LA GEOMETRIE SUR LES CONTRAINTES RESIDUELLES ET L'ECROUISSAGE EN SURFACE DE L'INCONEL 718 DA, GRENAILLE G2.	250
FIGURE A- 10. INFLUENCE DE LA GEOMETRIE SUR LES CONTRAINTES RESIDUELLES ET L'ECROUISSAGE EN SURFACE DE L'INCONEL 718 GROS GRAINS, GRENAILLE G2.	251
FIGURE A- 11. MESURES REALISEES SUR UNE EPROUVETTE DE FLEXION 4 POINTS POUR VERIFIER L'HOMOGENEITE DU TRAITEMENT DE SURFACE.	252
FIGURE A- 12. PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE SUR EPROUVETTE DE FLEXION 4 POINTS MACROSCOPIQUE.	252
FIGURE A- 13. MESURES DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE A LA SURFACE D'EPROUVETTES DE FLEXION 4 POINTS EN INCONEL 718 GROS GRAINS GRENAILLE AVEC LA CONDITION G2.	253
FIGURE A- 14. PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE SUITE A L'APPLICATION D'UN CHARGEMENT CYCLIQUE A 20°C.	255
FIGURE A- 15. PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES ET D'ECROUISSAGE SUITE A L'APPLICATION D'UN CHARGEMENT CYCLIQUE A 550°C.	255
FIGURE A- 16. SCHEMATISATION DU PRINCIPE DE CORRELATION.	258
FIGURE A- 17. COURBE DE LA DEFORMATION EN FONCTION DE LA PROFONDEUR DANS L'ECHANTILLON A) SANS BIAIS DE MESURE ; B) LORS D'UN ESSAI DE FLEXION 4 POINTS <i>IN SITU</i> AU MEB.	259
FIGURE A- 18. COMPARAISON DES DONNEES OPTIQUES ET MEB CORRIGES AVEC LA FIBRE NEUTRE.	259
FIGURE A- 19. ILLUSTRATION DU PLACEMENT DES PIONS TEMOINS SUR LE MONTAGE.	260
FIGURE A- 20. MESURE DE LA DEFORMATION DES PIONS DU MONTAGE EN COMPRESSION ET EN TRACTION, EN FONCTION DE LA FORCE POUR DE L'INCONEL 718 GRENAILLE G2.	260
FIGURE A- 21. COMPARAISON DES COURBES D'ERREUR DES TEMOINS 1 POUR DIFFERENTES MICROSTRUCTURES, CONDITIONS DE GRENAILLAGE ET GEOMETRIE D'EPROUVETTE.	261
FIGURE A- 22. TABLEAU RECAPITULATIF DES ESSAIS REALISES SUR EPROUVETTES A CONCENTRATION DE CONTRAINTES.	269

Table des tableaux

TABLEAU I-1. COMPOSITION DE L'ALLIAGE 718 PQ UTILISE POUR LA FABRICATION DES DISQUES DE TURBINE.	11
TABLEAU I-2. COMPARAISON DES PROPRIETES EN TRACTION DES TRAITEMENTS TR ET DA.....	18
TABLEAU I-3. RESULTATS DE TRACTION POUR DIFFERENTES TEMPERATURES [SIMS ET AL., 1987].	18
TABLEAU I-4. RESULTATS DE TRACTION A 350°C ET 650°C POUR DEUX TAILLES DE GRAINS DIFFERENTES [ALEXANDRE, 2004].	18
TABLEAU I-5. DEFINITION DES 3 ECHELLES D'OBSERVATION [JI, 2004]......	26
TABLEAU II-1. EPROUVETTES UTILISEES POUR EVALUER LE CHAMP MECANIQUE INDUIT PAR GRENAILLAGE.	51
TABLEAU II-2. ESSAIS EXPERIMENTAUX REALISES POUR DETERMINER L'EVOLUTION DU CHAMP MECANIQUE EN SERVICE.	52
TABLEAU II-3. ESSAIS EXPERIMENTAUX REALISES POUR EVALUER L'IMPACT DU CHAMP MECANIQUE RELAXE SUR LA DUREE DE VIE EN FATIGUE.	55
TABLEAU II-4. COMPARAISON DES MICROSTRUCTURES DE L'ETUDE.....	61
TABLEAU III-1. CONDITIONS D'ESSAIS PERMETTANT DE REALISER LA CALIBRATION.	73
TABLEAU III-2. VALEURS DE DEFORMATION PLASTIQUE (MM/MM) OBTENUES EN TRACTION POUR CHAQUE MICROSTRUCTURE.	74
TABLEAU III-3. VALEURS DE DEFORMATION PLASTIQUE (MM/MM) OBTENUES EN COMPRESSION POUR CHAQUE MICROSTRUCTURE A UNE VITESSE DE DEFORMATION DE 10^{-3} s^{-1}	74
TABLEAU III-4. RECAPITULATIF DES COEFFICIENTS DE CALIBRATION EBSD.....	77
TABLEAU III-5. RECAPITULATIF DES COEFFICIENTS DES COURBES DE CALIBRATION DE MICRO-DURETE $Hv_{0,1}$	78
TABLEAU III-6. RECAPITULATIF DES COEFFICIENTS DES COURBES DE CALIBRATION DE FWHM.	79
TABLEAU III-7. RECAPITULATIF VARIATIONS RENCONTREES POUR LES DEUX CONDITIONS DE GRENAILLAGE INDUSTRIELLES G1 ET G2.....	87
TABLEAU IV-1. MATRICE DES ESSAIS DE COMPORTEMENT REALISES DANS LA THESE.....	114
TABLEAU IV-2. COMPARAISON DES DIFFERENTS ESSAIS ET DEPOUILLEMENTS REALISABLES POUR ETABLIR LE FORMALISME D'UNE LOI DE COMPORTEMENT CYCLIQUE.	115
TABLEAU IV-3. FORMALISMES UTILISES POUR LA COMPARAISON.....	130
TABLEAU V-1. COMPARAISON DES PARAMETRES OPTIQUE/MEB.....	155
TABLEAU V-2. MATRICE D'ESSAIS ETUDE EXPERIMENTALE DE L'INFLUENCE DU GRENAILLAGE SUR LE COMPORTEMENT.	160
TABLEAU V-3. VARIABLES EXTRAITES DE LA SIMULATION.....	170
TABLEAU V-4. EVOLUTION DE LA FWHM ET DU KAM EN FONCTION DES DIFFERENTES VARIABLES OBTENUES PAR SIMULATION DES ESSAIS MONOTONES ET CYCLIQUES.	171

Résumé général

Le grenaillage est couramment utilisé dans l'industrie aéronautique afin d'améliorer la durée de vie en fatigue de pièces critiques, telles que les disques de turbine. Mettre en place une méthodologie permettant de traduire l'évolution des contraintes résiduelles en service et de prédire leur impact sur la durée de vie en fatigue représente un enjeu majeur afin d'intégrer l'étape de grenaillage dans le dimensionnement des pièces. Le matériau d'étude est l'Inconel 178. Une première partie du travail s'attache à caractériser les contraintes résiduelles mais également l'érouissage induit par grenaillage, en combinant pour ce dernier plusieurs techniques d'analyse : la diffraction des rayons X, l'EBS et la dureté. L'évolution des contraintes résiduelles et de l'érouissage est ensuite caractérisée expérimentalement après différentes sollicitations. Afin de modéliser la relaxation des contraintes résiduelles, une loi de comportement est mise en place sur la base d'essais de comportement réalisés sur le matériau non grenaillé. Enfin, l'impact du grenaillage sur la durée de vie en fatigue est évalué à l'aide d'éprouvettes présentant une concentration de contraintes. Une approche probabiliste apte à rendre compte des effets de volume et de gradient de contrainte est proposée et identifiée à partir d'éprouvettes non grenaillées. L'ensemble de la chaîne de modélisation (introduction des contraintes résiduelles et de l'érouissage induit par grenaillage, simulation de l'évolution du champ mécanique et application du post traitement de fatigue) est enfin appliquée pour prédire la durée de vie en fatigue d'éprouvettes grenaillées.

Mots clés : Contraintes résiduelles, Rayons X – Diffraction, Erouissage, Durée de vie (Ingénierie), Matériaux-Fatigue, Nickel-Alliage, Inconel 718.

Surface enhancement methods such as shot-peening are widely used in the aerospace industry to improve the fatigue life of critical components. Set up a methodology to translate the evolution of the residual stresses in service conditions and to predict their impact on the fatigue lifetime represents a challenge for the integration of the shot peening into the parts sizing. Material of the study is the Inconel 718 nickel base superalloy. A first part of the work focuses on the characterization of residual stresses and the work hardening induced by shot-peening by combining several techniques of analysis: X-ray diffraction, EBSD and microhardness. Then, the residual stresses and the work hardening evolution is investigated after service conditions. In order to model the relaxation of residual stresses, a behavior law is set up on the basis of behavioral tests carried out on non-shot-peened material. Finally, the impact of shot-peening on the fatigue lifetime is evaluated using notch specimens. A probabilistic approach is proposed and identified using non-shot-peened specimens. Finally, the modeling chain (introduction of residual stresses and work-hardening induced by shot-peening, simulation of the mechanical field evolution and application of fatigue post-treatment) is applied to predict the fatigue life of shot-peened specimens.

Keywords: residual stresses - x-rays, diffraction - work hardening - service life (engineering) - materials-fatigue - nickel alloys – Inconel 718.

Jean-Patrick GOULMY

Doctorat : Matériaux, Mécanique, Optique et Nanotechnologie

Année 2017

Modélisation de l'impact du grenailage sur le comportement et l'endommagement en fatigue de l'Inconel 718

Le grenailage est utilisé dans l'industrie aéronautique afin d'améliorer la durée de vie en fatigue de pièces critiques, telles que les disques de turbine. Mettre en place une méthodologie permettant de traduire l'évolution des contraintes résiduelles en service et de prédire leur impact sur la durée de vie en fatigue représente un enjeu majeur afin d'intégrer l'étape de grenailage dans le dimensionnement des pièces. Le matériau d'étude est l'INCO178. Une première partie du travail s'attache à caractériser les contraintes résiduelles et l'érouissage induits par grenailage, en combinant pour ce dernier : la diffraction des rayons X, l'EBSID et la dureté. L'évolution des contraintes résiduelles et de l'érouissage est ensuite caractérisée expérimentalement après différentes sollicitations. Afin de modéliser la relaxation des contraintes résiduelles, une loi de comportement est mise en place sur la base d'essais réalisés sur le matériau non grenailé. Enfin, l'impact du grenailage sur la durée de vie en fatigue est évalué à l'aide d'éprouvettes présentant une concentration de contraintes. Une approche probabiliste apte à rendre compte des effets de volume et de gradient de contrainte est proposée et identifiée à partir d'éprouvettes non grenillées. L'ensemble de la chaîne de modélisation (introduction des contraintes résiduelles et de l'érouissage induits par grenailage, simulation de l'évolution du champ mécanique et application du post traitement de fatigue) est enfin appliqué pour prédire la durée de vie en fatigue d'éprouvettes grenillées.

Mots clés : contraintes résiduelles - rayons x, diffraction – érouissage – nickel, alliage - durée de vie (ingénierie) – matériaux, fatigue.

Assessment of Shot-peening on Fatigue Life of Inconel 718 Turbine Disk

Surface enhancement methods such as shot-peening are widely used in the aerospace industry to improve the fatigue life of critical components. Set up a methodology to translate the evolution of the residual stresses in service conditions and to predict their impact on the fatigue lifetime represents a challenge for the integration of the shot peening into the parts sizing. Material of the study is the Inconel 718 nickel base superalloy. A first part of the work focuses on the characterization of residual stresses and the work hardening induced by shot-peening by combining several techniques of analysis: X-ray diffraction, EBSD and microhardness. Then, the residual stresses and the work hardening evolution is investigated after service conditions. In order to model the relaxation of residual stresses, a behavior law is set up on the basis of behavioral tests carried out on non-shot-peened material. Finally, the impact of shot-peening on the fatigue lifetime is evaluated using notch specimens. A probabilistic approach is proposed and identified using non-shot-peened specimens. Finally, the modeling chain (introduction of residual stresses and work-hardening induced by shot-peening, simulation of the mechanical field evolution and application of fatigue post-treatment) is applied to predict the fatigue life of shot-peened specimens.

Keywords: residual stresses - x-rays, diffraction - work hardening - nickel alloys - service life (engineering) - materials, fatigue.

Thèse réalisée en partenariat entre :

