HAL
open science

Étude de l'impact du grenaillage sur des composants mécaniques industriels à géométrie complexe

Maxime Gelineau

To cite this version:

Maxime Gelineau. Étude de l'impact du grenaillage sur des composants mécaniques industriels à géométrie complexe. Matériaux. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2018. Français. NNT : 2018ENAM0006 . tel-01739698

HAL Id: tel-01739698

https://pastel.hal.science/tel-01739698

Submitted on 21 Mar 2018

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.

2018-ENAM-0006

École doctorale n° 432 : Science des Métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Mécanique – Matériaux "

présentée et soutenue publiquement par

Maxime GELINEAU

le 02 février 2018

Étude de l'impact du grenaillage sur des composants mécaniques industriels à géométrie complexe

Directeur de thèse : **Laurent BARRALLIER**
Co-encadrement de la thèse : **Emmanuelle ROUHAUD, Régis KUBLER**

Jury

M. Daniel NELIAS, Professeur des Universités, LaMCoS, INSA Lyon	Président
M. Pierre-Olivier BOUCHARD, Professeur des Universités, CEMEF, Mines ParisTech	Rapporteur
M. Benoît PANICAUD, Professeur des Universités, LASMIS, UTT	Rapporteur
M. Thierry GROSDIDIER, Professeur des Universités, LEM3, Université de Lorraine	Examinateur
M. Martin LEVESQUE, Professeur des Universités, LM2, École Polytechnique de Montréal	Examinateur
M. Laurent BARRALLIER, Professeur des Universités, MSMP, Arts et Métiers ParisTech	Examinateur
Mme Emmanuelle ROUHAUD, Professeur des Universités, LASMIS, UTT	Examinateur
M. Régis KUBLER, Maître de Conférences, MSMP, Arts et Métiers ParisTech	Examinateur
M. Alain HAZOTTE, Professeur des Universités, Attaché scientifique de l'IRT M2P	Invité
M. Arnaud LONGUET, Docteur, Ingénieur de recherche, Safran Aircraft Engines	Invité

T H È S E

Arts et Métiers ParisTech - Campus d'Aix-en-Provence
Laboratoire MSMP (EA-7350)

"L'apprentissage de la vie, c'est de se donner les moyens
de surmonter cette angoisse qu'on a d'elle, en se structurant,
en prenant ses responsabilités, en se disciplinant."
(J. Bothorel)

Remerciements

Ce travail s'est déroulé conjointement au LASMIS de l'Université de Technologie de Troyes et dans le laboratoire MSMP d'Arts et Métiers ParisTech du campus d'Aix-en-Provence. Il s'inscrit dans le cadre du projet de recherche CONDOR, mené par l'IRT M2P, et réalisé au sein d'un consortium de partenaires industriels et académiques.

Mes remerciements s'adressent en premier lieu à mes encadrants de thèse : Madame Emmanuelle Rouhaud au LASMIS, Messieurs Laurent Barrallier et Régis Kubler au MSMP. Merci à eux pour leur confiance, leurs précieux conseils, et pour avoir fait en sorte que le résultat de cette collaboration entre les deux laboratoires de recherche soit concluant.

Je souhaite remercier Messieurs Pierre-Olivier Bouchard et Benoît Panicaud pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail, et pour avoir bien voulu en être les rapporteurs. Je tiens également à remercier Messieurs Thierry Grosdidier, Martin Lévesque, Alain Hazotte et Arnaud Longuet pour avoir accepté de constituer mon jury de thèse, ainsi que Monsieur Daniel Nélias pour m'avoir fait l'honneur de le présider.

Ce travail n'aurait pas été possible sans l'investissement de l'ensemble des acteurs du projet de recherche CONDOR. Je remercie plus particulièrement Messieurs Quentin Puydt, Chef de Projet à l'IRT M2P, Jawad Badreddine, pilote des activités du Groupe de Travail 2 et ingénieur de recherche pour Safran Group, ainsi que Messieurs Vincent Robin et Bastien Weber, pilotes des activités du Groupe de Travail 3 et respectivement ingénieurs de recherche pour Areva et ArcelorMittal. Merci à eux pour avoir pris part activement à l'organisation et au suivi de ces travaux, ainsi que pour leur contribution aux réflexions menées.

Je tiens à remercier tout spécialement Romain Guiheux, Clément Mauduit, Jean-Patrick Goulmy, et Vincent Boyer, qui ont également travaillé comme doctorants du projet CONDOR pour l'IRT M2P. Dans le cadre de ce projet collaboratif, nous avons su créer une excellente synergie et ils ont été des collègues de travail privilégiés dans les discussions durant ces trois années de thèse.

J'exprime toute ma reconnaissance aux personnes qui ont pu contribuer à ce travail pluridisciplinaire, pour leur expertise, leurs connaissances techniques et pratiques :

- Pamela Rouyer pour le temps consacré au grenaillage des échantillons à l'IRT M2P ;
- Bruno Guelorget pour ses conseils lors de la préparation des échantillons au LASMIS ;
- Carl Labergère pour l'aide qu'il m'a apporté en simulation numérique par éléments finis ;
- Pierre-Antoine Adragna pour m'avoir permis de réaliser des analyses de forme sur machine à mesurer tridimensionnelle ;
- Manuel François et Sébastien Jegou pour l'ensemble des discussions relatives à la diffraction des rayons X, et pour leurs précieuses remarques ;
- Agnès Fabre pour sa disponibilité et ses conseils lors des analyses au profilomètre 3D au Laboratoire de Métrologie du MSMP ;
- Fabrice Guittonneau pour son aide et son enthousiasme lors des observations microstructurales ;
- Jean-François Mathieu et Jean-Philippe Martin pour les nombreux services qu'ils m'ont rendu au Laboratoire de Matériaux du MSMP, ainsi que pour leur constante bonne humeur.

Je tiens également à remercier chaleureusement les personnes dont le soutien et les conseils m'ont permis de mener à bien mon travail de recherche :

- Jayanth Kumar Muniramappa qui a pris part à la campagne expérimentale dans le cadre de son stage de Master, et que j'ai eu plaisir à co-encadrer ;
- Clara Moriconi, ingénieure pour Safran Helicopter Engines, qui a pu m'accueillir lors d'une semaine d'immersion très enrichissante sur le site industriel de Bordes ;
- Célia Caer et Corentin Dides qui sauront, avec d'autres, assurer la continuité de ce travail ;
- L'ensemble des personnes du LASMIS que j'ai eu la chance de côtoyer pendant plus d'un an à Troyes : Donato Gallitelli pour les cafés quotidiens et les discussions animées en compagnie de Vincent Boyer, ainsi que Delphine Retraint, Léa Le Joncour, Amélie Morançais, Souhail Ben Afia, Joseph Marae Djouda, Mingchuan Wang et d'autres pour leur accueil et leur sympathie.
- L'équipe Aixoise du MSMP pour l'ambiance conviviale et avec qui j'ai eu beaucoup de plaisir à travailler pendant près de deux ans. Je pense notamment aux "forces vives du labo" : Benjamin Guillot, Hazem Mubarak, Hadrien Weil (dit Grano), Clément Mauduit (encore lui), Antonin Sanitas (et l'équipe fonderie), François Godet, Nicolas Spitz (dit Bouygues), Mohamed Kbibou, et Saptarshee Mitra, pour leur amitié et pour les moments de détente que nous avons partagés. Merci également à Lorène Héraud et Dorian Depriester, enseignants-chercheurs au MSMP, ainsi qu'à Widad Es-Soufi, doctorante au LSIS, pour leur soutien et leurs encouragements.
- Jill Reynaud et Andrea Puech à l'IRT M2P, Nicole Plet au LASMIS, et évidemment Grazyna Cauquil au MSMP, pour avoir largement contribué à réduire la pénibilité des démarches administratives, ainsi que pour leur grande gentillesse.

Si ce travail de thèse a une forte connotation industrielle, il peut aussi être vu comme l'aboutissement d'un parcours universitaire. Je voudrais donc exprimer ici ma gratitude à celles et ceux qui m'ont accompagné lors de mon cursus ingénieur, d'abord à l'INSA CVL de Bourges, puis à l'ISAE-ENSMA de Poitiers. Je remercie d'ailleurs vivement Bruno Damiens, ingénieur pour Safran Helicopter Engines, qui encadra mes travaux de fin d'études, et grâce à qui j'ai pris connaissance de ce projet.

Une pensée pour les amitiés anciennes et celles nouées récemment. Merci aux achérois, aux Turgotins, au fraîchement bordelais JP, aux Ptits Biscuits troyens, et à la Team Aix Athlé, pour leurs encouragements et les bons moments partagés.

J'adresse enfin mes plus profonds remerciements à mes proches. À mes parents pour leur éternelle bienveillance et leur soutien indispensable. À ma sœur Laëtitia, à sa petite famille, et à mon frère Guillaume pour leur présence, leurs attentions, et leurs continuels encouragements. À Sofia pour m'avoir accompagné pendant ces trois années, pour ses innombrables qualités et pour tous nos moments heureux. Ils sont des exemples de persévérance et une source constante d'énergie et de motivation.

Table des matières

Remerciements v
Liste des figures xi
Liste des tableaux xv
Glossaire xvii
Liste des acronymes xvii
Liste des symboles xviii

Introduction **1**

Contexte industriel et scientifique 2
Objectifs de l'étude 4
Organisation du manuscrit 5

I Synthèse bibliographique **7**

1 Contexte technologique et mécanique **9**
1.1 Le grenaillage de précontrainte 9
1.2 Les contraintes résiduelles et déformations plastiques incompatibles 13

2 Détermination des contraintes résiduelles par DRX **17**
2.1 Avant-propos 17
2.2 Technique de diffraction des rayons X 18
2.3 Traitement des données de diffraction 20
2.4 Correction des mesures 23

3 Prédiction des contraintes résiduelles de grenaillage **25**
3.1 Méthodes analytiques sur massif semi-infini 25
3.2 Simulation du procédé de grenaillage 26
3.3 Méthode de reconstruction des eigenstrains 27

4 Durée de vie en fatigue et grenaillage de précontrainte **29**
4.1 Relaxation des contraintes résiduelles 29
4.2 Prise en compte du grenaillage dans les calculs de durée de vie 29
4.3 Méthode d'analyse en fatigue 30

5 Présentation du matériau de l'étude : l'alliage Inconel 718 DA **33**
5.1 Généralités sur l'alliage 33
5.2 Les phases cristallographiques 35
5.3 Comportement mécanique 37

6 Conclusions sur l'état de l'art et la démarche suivie **40**
6.1 Conclusions 40
6.2 Démarche méthodologique 41

II Étude expérimentale du grenaillage de l'Inconel 718 DA sur géométries complexes élémentaires 43

1 Introduction 45
1.1 Objectifs . . . 45
1.2 Échantillons de l'étude . . . 46

2 Techniques expérimentales 48
2.1 Grenaillage de précontrainte . . . 48
2.2 Microscopie . . . 51
2.3 Diffraction des rayons X . . . 52
2.4 Filiation de dureté . . . 54
2.5 Machine à mesurer tridimensionnelle . . . 54
2.6 Rugosimètre 3D . . . 55

3 Étude du comportement diffractométrique de l'Inconel 718 DA 56
3.1 Volume sonde et taille des domaines cohérents de diffraction . . . 56
3.2 Analyse du multiphasage . . . 57
3.3 Analyse de la texture cristallographique . . . 59

4 Étude de l'impact du grenaillage sur géométries planes 60
4.1 Caractérisation de l'état initial avant grenaillage . . . 60
4.2 Effet du grenaillage sur la microstructure et la microgéométrie . . . 64
4.3 Influence de l'épaisseur des échantillons grenaillés . . . 65
4.4 Influence d'une inhomogénéité de traitement . . . 71

5 Étude de l'impact du grenaillage sur géométries courbes 75
5.1 Analyses de contraintes . . . 75
5.2 Discussions . . . 75

6 Conclusions sur l'étude expérimentale 78

III Modélisation des contraintes résiduelles et des déformées post-grenaillage sur géométries complexes 81

1 Introduction 83
1.1 Choix de la modélisation . . . 83
1.2 Objectifs . . . 84

2 Présentation de l'approche de modélisation 85
2.1 Principe . . . 85
2.2 Relations théoriques . . . 85
2.3 Intégration dans un code de calcul . . . 86

3 Validation de la modélisation sur plaques planes 88
3.1 Étapes de la modélisation . . . 88
3.2 Cas d'un grenaillage uniforme . . . 90
3.3 Cas d'un grenaillage partiel . . . 100

4 Application aux géométries courbes **103**
4.1 Modélisation 103
4.2 Analyse des résultats sur barreaux cylindriques 105
4.3 Analyse des résultats sur plaques rainurées 108

5 Conclusions sur l'approche de modélisation **110**

IV Application de la modélisation à un démonstrateur industriel et analyse en fatigue **111**

1 Introduction **113**

2 Données d'essais et identification du critère de fatigue **114**
2.1 Échantillons de l'étude et essais mécaniques 114
2.2 Données de fatigue sur éprouvettes plates non grenaillées 117
2.3 Identification du critère de Crossland 117
2.4 Données de fatigue sur éprouvettes joncs 118

3 Modélisation du grenaillage et analyse en fatigue sur éprouvettes joncs **120**
3.1 Cadre général 120
3.2 Modélisation du grenaillage 120
3.3 Analyse en fatigue 124
3.4 Comparaison avec l'expérimentation 127

4 Conclusions sur le chaînage en fatigue **129**

Conclusion générale **131**

Conclusions 132
Perspectives 134

Annexes **137**

Bibliographie **195**

Liste des figures

1 Applications du grenaillage sur des géométries complexes 4

I.1 Impact du grenaillage sur la durée de vie et application aux pièces industrielles 10
I.2 Influence des paramètres de grenaillage usuels sur les contraintes résiduelles induites dans un acier trempé revenu 12
I.3 Représentation des ordres de contraintes dans un polycristal 13
I.4 Impact du grenaillage sur l'état mécanique des composants 14

I.5 Représentation de la méthode d'acquisition χ et d'un pic de diffraction 19

I.6 Aperçu des traitements thermiques pour l'Inconel 718 34
I.7 Influence du traitement thermique sur la microstructure de l'alliage Inconel 718 34
I.8 Influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques de l'Inconel 718 35
I.9 Micrographies de l'alliage Inconel 718 DA : observations des particules micrométriques caractéristiques 36
I.10 Effets du recouvrement sur les distributions des contraintes résiduelles et des taux d'écrouissage, avant et après relaxation thermique 39
I.11 Effets du grenaillage sur le comportement HCF de l'alliage Inconel 718 39

II.1 Paramètres d'influence susceptibles de générer des écarts au massif semi-infini 46
II.2 Dimensions des éprouvettes plates 47
II.3 Dimensions des éprouvettes cylindriques 47
II.4 Dimensions des éprouvettes rainurées 47

II.5 Positionnement et fixation des éprouvettes en Inconel 718 DA lors du grenaillage 49
II.6 Modélisation du jet de grenaille sur plaque rainurée de diamètre 16 mm 50
II.7 Plan d'expériences 50
II.8 Représentation de la surface irradiée sur géométries courbes 53
II.9 Lignes de mesure par MMT sur la surface des plaques planes 55

II.10 Comportement diffractométrique de l'alliage Inconel 718 DA avec anode Mn 56
II.11 Positions et intensités relatives théoriques des raies de diffraction des phases de l'alliage Inconel 718 DA avec anode Mn ($K_{\alpha 1}$) 58
II.12 Résultat des acquisitions diffractométriques 58

II.13 Micrographies optiques de l'alliage Inconel 718 DA 60
II.14 Micrographies MEB de l'alliage Inconel 718 DA 61
II.15 Résultats des analyses de contraintes dans la profondeur d'échantillons plans non grenaillés 63
II.16 Influence du fraisage sur l'état mécanique post-grenaillage 64
II.17 Cartographies de rugosité des plaques planes grenaillées partiellement 65
II.18 Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur d'échantillons plans grenaillés uniformément avec la condition G2 67
II.19 Profils de dureté sur échantillons non grenaillé et grenaillé G2 68
II.20 Cartographies de KAM obtenues sur plaques planes d'épaisseur 10 mm 69
II.21 Distributions du KAM dans la profondeur 69
II.22 Cartographies des déformées induites par grenaillage 70
II.23 Résultat des analyses de contraintes en surface d'échantillons plans grenaillés partiellement avec la condition G2 73

II.24 Évolution de la dureté le long d'un échantillon grenaillé partiellement G2 74
II.25 Cartographie de KAM à l'interface des zones grenaillée et non grenaillée 74
II.26 Cartographies des déformées induites par un grenaillage partiel 74

II.27 Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur des barreaux cylindriques 76
II.28 Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur des plaques rainurées 77
II.29 Photographie des enlèvements de matière sur géométries courbes 77

III.1 Représentation schématique du processus d'initialisation des contraintes aux points d'intégration des éléments d'un composant à géométrie complexe 87

III.2 Construction du profil massif semi-infini pour la condition de grenaillage G2 90
III.3 Définition du modèle EF pour la plaque d'épaisseur $H = 2$ mm 90
III.4 Champs de contraintes du modèle de quart de plaque d'épaisseur 2 mm 91
III.5 Comparaison entre les profils de contraintes numériques et analytiques 91
III.6 Comparaison entre la déformée numérique et analytique 92
III.7 Comparaison entre les résultats de simulation et les résultats d'analyses expérimentales sur les plaques planes d'épaisseur H 93
III.8 Étapes de calcul des contraintes initiales relatives au fraisage 95
III.9 Effet du fraisage au dos d'une plaque plane d'épaisseur $H = 5$ mm 96
III.10 Effet du fraisage au dos d'une plaque plane d'épaisseur $H = 2$ mm 97
III.11 Effet du fraisage sur les rayons de courbure des plaques plane d'épaisseur H 97
III.12 Modélisation des enlèvements de matière sur une plaque d'épaisseur 2 mm 98
III.13 Comparaison des méthodes de correction des effets d'un enlèvement de matière local sur une plaque plane d'épaisseur $H = 5$ mm grenaillée uniformément 99
III.14 Comparaison des méthodes de correction des effets d'un enlèvement de matière local sur une plaque plane d'épaisseur $H = 2$ mm grenaillée uniformément 99
III.15 Modélisation du grenaillage partiel sur une plaque d'épaisseur 2 mm 101
III.16 Champs de contraintes sur une plaque d'épaisseur 2 mm grenaillée partiellement 101
III.17 Cartographies des déplacements hors-plans (face avant) sur une plaque d'épaisseur 2 mm 101
III.18 Comparaison des résultats de simulation et expérimentaux pour les plaques d'épaisseur H grenaillées partiellement 102

III.19 Modélisation du grenaillage sur un barreau cylindrique de diamètre 6 mm 104
III.20 Modélisation du grenaillage partiel sur une plaque rainurée de diamètre 6 mm 104
III.21 Champs de contraintes équilibrés dans la section du cylindre de diamètre 6 mm 105
III.22 Comparaison des profils de contraintes numériques et analytiques dans la profondeur d'un cylindre de diamètre 6 mm 105
III.23 Profils de contraintes : comparaison entre les résultats de simulation et les résultats d'analyses par DRX sur barreaux cylindriques 107
III.24 Modélisation des enlèvements de matière sur un cylindre de diamètre 6 mm 107
III.25 Application de la correction semi-numérique sur un cylindre de diamètre 6 mm 108
III.26 Profils de contraintes : comparaison entre les résultats de simulation et les résultats d'analyses diffractométriques sur plaques rainurées 109
III.27 Modélisation des enlèvements de matière sur une plaque rainurée de diamètre 6 mm . . . 109
III.28 Application de la correction semi-numérique sur une plaque rainurée de diamètre 6 mm . 109

IV.1 Dimensions des éprouvettes de traction et de flexion 114
IV.2 Opérations de mise en forme des éprouvettes joncs 115
IV.3 État de surface d'une éprouvette jonc après grenaillage 116

IV.4 Essais de fatigue sur éprouvettes joncs 116
IV.5 Modélisation des courbes de fatigue de l'acier TRIP 780 non grenaillé 117
IV.6 Identification du critère de Crossland sur acier TRIP 780 119
IV.7 Résultats des essais de fatigue en traction alternée sur éprouvettes joncs 119

IV.8 Définition du modèle EF de l'éprouvette jonc 121
IV.9 Modélisation du grenaillage sur éprouvette jonc 122
IV.10 Comparaison des profils de contraintes résiduelles dans l'éprouvette jonc 123
IV.11 Représentation du cycle de chargement imposé à l'éprouvette jonc 124
IV.12 Résultats du post-traitement des calculs EF en traction alternée sur éprouvettes joncs . . 125
IV.13 Cartographie des durées de vie sur éprouvette non grenaillée 126
IV.14 Cartographie des durées de vie sur éprouvette grenaillée 126
IV.15 Effet des contraintes résiduelles de grenaillage sur la localisation de l'amorçage 127
IV.16 Comparaison des courbes de Basquin expérimentales et numériques 128

2 Géométrie d'une éprouvette avec plusieurs rayons de courbure destinée aux analyses de contraintes par rayonnement synchrotron 134

A.1 Représentation des profil de contraintes dans le massif semi-infini 141
A.2 Représentation schématique du profil de contraintes dans la plaque 143
A.3 Profils de contraintes et de déformations plastiques dans un MSI grenaillé G2 149
A.4 Modèle de la plaque infinie : influence de l'épaisseur H 149
A.5 Modèle du cylindre infiniment long : influence du rayon R 150
A.6 Modèle de la plaque infinie : effet de la variabilité des propriétés élastiques sur les contraintes dans une plaque d'épaisseur H 151
A.7 Modèle du cylindre infiniment long : effet de la variabilité des propriétés élastiques sur les contraintes axiales dans le cylindre de rayon 3mm 151

B.1 Correction de l'enlèvement de matière : géométrie de la pièce 153
B.2 Illustration des enlèvements de matière successifs et représentation des contraintes $\sigma_{i,j}$. 156
B.3 Propriétés du modèle EF pour l'enlèvement de matière sur tube 158
B.4 Comparaison des corrections analytique et semi-numérique après enlèvement de matière sur tube 158

C.1 Identification des paramètres matériau sur la courbe d'écrouissage cyclique 162
C.2 Calcul du profil massif semi-infini par analyse élastoplastique simplifiée sur Inconel 718 DA 165

D.1 Représentation des étapes de calculs pour le traitement d'un diffractogramme 167
D.2 Représentation du calcul des contraintes par la méthode des $sin^2(\Psi)$ 167
D.3 Correction des effets de la géométrie du montage sur poudre Cu 171
D.4 Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur d'échantillons plans grenaillés uniformément avec la condition G1 173
D.5 Résultat des analyses de contraintes en surface d'échantillons plans grenaillés partiellement avec la condition G1 174
D.6 Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur de la zone non grenaillée d'échantillons plans traités partiellement avec la condition G1 175
D.7 Résultat des analyses de contraintes dans profondeur de la zone grenaillée d'échantillons plans traités partiellement avec la condition G1 176
D.8 Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur de la zone non grenaillée d'échantillons plans traités partiellement avec la condition G2 177

D.9 Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur de la zone grenaillée d'échantillons plans traités partiellement avec la condition G2 178

E.1 Figures de pôles et fonctions de distribution des orientations cristallines du matériau non grenaillé 180
E.2 Figures de pôles et fonctions de distribution des orientations cristallines du matériau grenaillé G2 181

F.1 Cartographie d'orientation en FDP inverse (DT) de la phase γ 184
F.2 Cartographie d'orientation en FDP inverse (DT) de la phase δ 184
F.3 Identification des phases et joints de grains 185
F.4 Granulométrie de la phase γ 186
F.5 Granulométrie de la phase δ 186
F.6 Distributions de forme des grains 186

G.1 Logigramme du code de construction des plans de projection 189

H.1 Schéma de cumul des contraintes 190
H.2 Représentation des profils de contraintes calculés analytiquement 192

Liste des tableaux

I.1 Historique de plusieurs travaux réalisés au laboratoire MSMP et portant sur la méthode élastoplastique simplifiée 25
I.2 Quelques études relatives à la simulation du procédé de grenaillage 27

I.3 Composition chimique de l'Inconel 718 33
I.4 Cristallographie des phases de l'Inconel 718 DA 37
I.5 Paramètres de maille des phases de l'Inconel 718 37
I.6 Quelques études relatives au comportement mécanique de l'alliage Inconel 718 38

II.1 Paramètres procédé pour le grenaillage des échantillons en Inconel 718 DA 48
II.2 Gamme de polissage des échantillons Inconel 718 DA 51
II.3 Paramètres d'acquisitions pour les analyses par diffraction des rayons X 52

IV.1 Paramètres procédé pour le grenaillage G3 des éprouvettes joncs 116
IV.2 Paramètres du modèle de Basquin 117

E.1 Paramètres d'acquisitions pour les analyses de texture par diffraction des rayons X dans la phase γ 179

F.1 Suivi du nettoyage des données EBSD 185

Glossaire

Liste des acronymes

CER	Constantes d'Élasticité Radiocristallographiques.
CFC	Cubique Face Centrée.
CONDOR	CONtraintes DimensiOnnement Relaxation.
CSL	Réseau de sites de coïncidence, ou *Coincidence Site Lattice*.
DA	*Direct Aged*, ou directement vieilli.
DCD	Domaines Cohérents de Diffraction.
DL	Direction Longitudinale.
DN	Direction Normale.
DRX	Diffraction des Rayons X.
DT	Direction Transverse.
EBSD	Diffraction d'électrons rétrodiffusés, ou *Electron Backscatter Diffraction*.
EDS	Analyse dispersive en énergie, ou *Energy Dispersive Spectrometry*.
EF	Éléments Finis.
FDOC	Fonction de Distribution des Orientations Cristallines.
FDP	Figure De Pôles.
FEG	Canon à émission de champ, ou *Field Emission Gun*.
FWHM	Largeur à mi-hauteur, ou *Full Width Half Maximum*.
G1	Grenaillage 1 : intensité Almen F12–13A, recouvrement 125%.
G2	Grenaillage 2 : intensité Almen F22–23A, recouvrement 200%.
HCF	Fatigue à grand nombre de cycles, ou *High Cycle Fatigue*.
HPP	Hypothèse des Petites Perturbations.
HP	Haute Pression.
ICDD	International Center for Diffraction Data.
IRT	Institut de Recherche Technologique.
KAM	Désorientation angulaire moyenne locale, ou *Kernel Average Misorientation*.
LASMIS	LAboratoire des Systèmes Mécaniques et d'Ingénierie Simultanée.
LCF	Fatigue à faible nombre de cycles, ou *Low Cycle Fatigue*.
LEM3	Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux.
M2P	Matériaux Métallurgie Procédés.
MEB	Microscope Électronique à Balayage.
MET	Microscope Électronique à Transmission.
MMT	Machine à Mesurer Tridimensionnelle.
MSI	Massif Semi-Infini.
MSMP	Laboratoire Mécanique, Surface, Matériaux et Procédés, ou *Mechanics Surfaces and Materials Processing*.
NG	Non Grenaillé.
ONERA	Office National d'Études et de Recherches Aérospatiales.
TRIP	Plasticité induite par transformation, ou *TRansformation Induced Plasticity*.
VHCF	Fatigue à très grand nombre de cycles, ou *Very High Cycle Fatigue*.

Liste des symboles

$2\theta_p^{\Phi\Psi}$	Position du pic de diffraction.
2θ	Angle de diffraction : angle que le détecteur doit parcourir pour être symétrique au tube par rapport à la normale à la surface de l'échantillon.
$H_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}}$	Hauteur nette ou intensité nette maximale du pic de diffraction (aussi notée simplement H).
H	Épaisseur de plaque.
$I_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}}$	Surface nette ou intensité intégrée du pic de diffraction.
Γ	Largeur à mi-hauteur (FWHM).
Φ	Angle entre une direction fixe dans le plan de l'éprouvette et la projection sur ce plan de la normale aux plans réticulaires de diffraction.
Ψ	Angle entre la normale à l'éprouvette et la normale aux plans réticulaires de diffraction.
β	Largeur intégrale.
σ^F	Contraintes de flexion.
σ^M	Contraintes mesurées : contraintes déterminées par diffraction des rayons X (sans correction de l'enlèvement de matière).
σ^N	Contraintes normales.
σ^R	Contraintes résiduelles avant retour élastique : elles sont assimilées aux contraintes résiduelles dans un massif semi-infini.
σ^V	Contraintes vraies : contraintes déterminées par diffraction des rayons X et corrigées de l'enlèvement de matière.
σ_C	Maximum de compression.
σ_D	Contrainte au dos du composant.
σ_S	Contrainte en surface.
σ_T	Maximum de traction.
θ_0	Angle de Bragg associé à d_0.
d_0	Distance interréticulaire du réseau non déformé de la famille de plans $\{hkl\}$.
$d_{\Phi\Psi}$	Distance interréticulaire du réseau déformé de la famille de plans $\{hkl\}$ dans la direction définie par Φ et Ψ.
h_0	Épaisseur de la sous-couche en compression.
h_C	Profondeur du maximum de compression.
h_T	Profondeur du maximum de traction.

Introduction

■ Contexte industriel et scientifique

Renforcement de surface et grenaillage de précontrainte

Parmi les défis que doivent relever bon nombre d'industriels, il en est un qui est majeur dans le domaine de la conception mécanique : celui de l'allégement des structures. Dans les transports, il s'agit d'un levier important pour la réduction des émissions de carbone et de la consommation des carburants. D'ailleurs, si l'allégement des structures est considéré comme un axe directeur dans la mutation du secteur des transports, la réduction des coûts de conception et de développement sont des enjeux tout aussi importants. L'optimisation globale de l'ensemble produit-procédé-processus est donc au cœur de la compétitivité industrielle.

Néanmoins cette recherche du compromis optimal doit se faire sans nuire à la performance et à la fiabilité des composants. Les marges de manœuvre laissées aux constructeurs sont donc très réduites. Afin de réaliser des pièces qui soient légères et qui possèdent également des propriétés mécaniques satisfaisantes, l'une des solutions réside dans le choix du matériau utilisé. Or ce choix est relativement conséquent et, dans cette compétition entre matériaux, il s'avère souvent que le matériau idéal soit aussi le plus coûteux. Pourtant, pour de nombreuses applications, ce sont surtout les propriétés des surfaces qui sont importantes. Dans ce cas, les traitements de surface des pièces par voie mécanique, thermique ou thermochimique conviennent particulièrement. Ils sont présentés en détail dans [Grayley 1989] et sont destinés à améliorer la résistance aux sollicitations extérieures imposées en service en modifiant les propriétés des zones critiques superficielles.

Le grenaillage de précontrainte est l'un de ces traitements. Il est utilisé depuis plusieurs décennies dans des secteurs industriels très variés comme l'aéronautique, l'automobile, ou bien le nucléaire. L'action mécanique des impacts de billes avec le matériau engendre des déformations plastiques et des contraintes résiduelles de compression localisées en surface, ainsi qu'un écrouissage superficiel. L'objectif principal est d'augmenter la durée de vie en fatigue des pièces traitées.

Cependant, chez les industriels, il existe aujourd'hui très peu de moyens numériques fiables permettant de tenir compte de l'accroissement de la durée de vie des pièces grenaillées dans les calculs de dimensionnement. Bien souvent les phases de conception et de dimensionnement des pièces en bureaux d'études sont dissociées, ce qui les oblige à avoir recours à des coefficients de sécurité importants pour déclarer des durées de vie fiables. Finalement, pour réduire les conservatismes et dans un processus d'amélioration continue vis-à-vis du contrôle des paramètres procédé et des propriétés des pièces, il est urgent de développer une approche qui permette de s'approcher des durées de vie réelles lors des calculs en fatigue sur composants grenaillés.

Projet de recherche Condor

Ce travail s'inscrit dans le cadre d'un projet de recherche lancé en 2014 par l'Institut de Recherche Technologique (IRT) Matériaux Métallurgie Procédés (M2P) : le projet CONtraintes DimensiOnnement Relaxation (CONDOR). Le centre de recherche M2P fait la passerelle entre l'industrie et la recherche publique. L'écosystème du projet est donc tout à fait particulier puisqu'il rassemble 6 partenaires industriels [1] et qu'il s'appuie sur l'expertise de 4 laboratoires [2].

1. Airbus Helicopters, ArcelorMittal, Areva, Mistras group, PSA Peugeot Citroën et Safran.
2. LAboratoire des Systèmes Mécaniques et d'Ingénierie Simultanée (LASMIS) de l'UTT, Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3) de l'Université de Metz, Laboratoire Mécanique, Surface, Matériaux et Procédés, ou *Mechanics Surfaces and Materials Processing* (MSMP) d'Arts et Métiers ParisTech, et Office National d'Études et de Recherches Aérospatiales (ONERA).

L'objectif est de mettre en place une méthodologie prototype qui doit permettre de tenir compte des effets bénéfiques du grenaillage dans les calculs de dimensionnement. Il faut donc bien distinguer trois niveaux d'études pour la méthodologie :

- Le **niveau 1** au titre d'expertises qui vise la compréhension et la justification. Il doit tenir compte des paramètres d'influence liés à l'état microstructural, à l'état mécanique, et à l'état de surface du composant grenaillé.
- Le **niveau 2** qui correspond à une approche identique à celle développée dans le cadre de la méthodologie de niveau 1, mais portée dans les outils des industriels.
- Le **niveau 3** qui intéresse le bureau d'études. Il correspond à une approche simplifiée et adaptée aux méthodes de travail des partenaires industriels. Cette approche doit permettre d'alléger les modèles en tenant compte uniquement des paramètres d'influence de premier ordre.

Dans ce contexte scientifique et industriel complexe, les partenaires du projet co-encadrent cinq thèses. Quatre thèses [Guiheux 2016, Boyer 2017b, Goulmy 2017b, Mauduit 2018] traitent de problématiques transverses autour des aspects procédé et comportement en fatigue pour des géométries simples. Ces travaux doivent permettre d'aboutir à un chaînage procédé-microstructures-propriétés fiable, de niveau 2, et pour des matériaux avec ou sans transformation de phase. Quant aux travaux de thèse présentés dans ce mémoire, l'intérêt est double. Il s'agit tout d'abord de traiter de problématiques nouvelles avec le passage de géométries simples (massives et planes) à des géométries complexes pour s'approcher des composants réels. Il s'agit ensuite de répondre à la question du niveau de sophistication minimal pour la modélisation en proposant une approche simplifiée au sens de la méthodologie de niveau 3.

Effet géométrie complexe

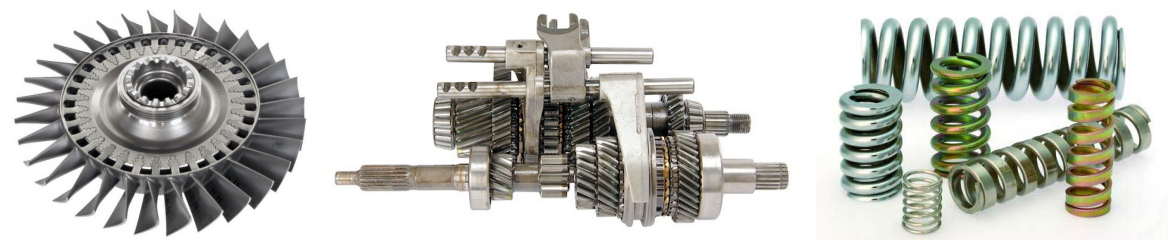
Pour comprendre et modéliser l'impact du procédé de grenaillage sur la durée de vie des composants mécaniques, il est indispensable de connaître en tout point du composant l'état mécanique après traitement. Une grande quantité de travaux traitent ou ont traité de ce sujet pour des blocs massifs avec une surface grenaillée plane : par exemple dans les années 1970 avec le développement de l'analyse élasto-plastique simplifiée décrite dans [Zarka 1976] pour la prédiction de l'état de contraintes résiduelles post-grenaillage, ou bien à partir des années 1990 avec des simulations éléments finis toujours plus complètes du procédé de grenaillage (et rassemblées dans [Schulze 2008]) pour tenir compte du comportement de la pièce et de la grenaille. Récemment le projet DEFISURF s'est intéressé plus particulièrement à l'effet du procédé sur la rugosité finale, tandis qu'une dizaine de thèses sont en cours au laboratoire LM^2 de Polytechnique Montréal spécifiquement sur le grenaillage de précontrainte [3], signe de l'intérêt toujours croissant suscité par cette technologie.

Plusieurs raisons expliquent que ce traitement de surface soit aussi répandu dans l'industrie : son efficacité, son faible coût, et la possibilité qu'il offre de traiter des zones difficilement accessibles. En effet les surfaces traitées par grenaillage de précontrainte sont rarement planes, et l'épaisseur des composants est parfois faible en comparaison avec l'épaisseur de la couche superficielle mise en compression. C'est le cas notamment des pièces sur la **Figure 1** où sont représentées des aubes de turbine, des arbres des transmission, des engrenages et des ressorts de compression. Les surfaces grenaillées peuvent être convexes, concaves voire même avec des angles vifs. Or de tels géométries sont susceptibles d'induire une redistribution des contraintes résiduelles et de générer des champs de contraintes relativement complexes.

3. Certains des travaux du laboratoire LM^2 [Amrita 2017, Bianchetti 2017, Klotz 2017] ont été présentés à l'occasion de la 13eme conférence internationale sur le grenaillage (ICSP–13) à laquelle ont également participé les différents acteurs du projet CONDOR [Boyer 2017a, Gelineau 2017, Goulmy 2017a, Guiheux 2017, Mauduit 2017].

Si l'interaction entre la géométrie du composant et la redistribution des champs de contraintes est encore peu documentée pour le grenaillage de précontrainte, il existe en revanche quelques travaux qui traitent de ce sujet dans d'autres domaines comme celui des joints soudés ou du choc laser. Différentes approches sont d'ailleurs proposées pour prédire l'effet géométrie complexe : il peut s'agir de règles empiriques comme dans [Stacey 2000] pour les joints soudés, ou bien dans le cas du choc laser d'approches numériques basées sur la simulation du procédé [Yang 2008, Vasu 2013] ou sur des méthodes de transferts de champs [Achintha 2011].

Cette dernière approche est basée sur la méthode de reconstruction des eigenstrains [Korsunsky 2006] et permet de générer dans un code de calcul par éléments finis le champ de contraintes induit par un traitement superficiel. Qu'il s'agisse de la modélisation du choc laser ou plus récemment du grenaillage de précontrainte [Musinski 2015], cette approche semble donner des résultats encourageant pour prendre en compte la géométrie des composants. Néanmoins la démarche de validation par comparaison avec des mesures de contraintes est encore trop rare ou incomplète.



(a) Aubes de turbine [AeroContact 2017]

(b) Arbres de transmission et engrenages [FichesAuto 2017]

(c) Ressorts de compression [RHD 2017]

FIGURE 1 – Applications du grenaillage sur des géométries complexes

■ Objectifs de l'étude

L'objectif de ce travail est de comprendre et prédire l'effet de la géométrie des composants sur la redistribution des contraintes résiduelles post-grenaillage. Puisque les approches conventionnelles de modélisation ne sont pas transposables aux géométries non planes, et ne sont pas conformes aux contraintes industrielles en termes de temps de calcul, une méthodologie basée sur la méthode de reconstruction des eigenstrains est proposée.

Cette étude a pour but d'une part de démontrer la faisabilité de l'approche de modélisation sur des géométries simples (planes et massives), et d'autre part d'éprouver sa validité sur des géométries plus complexes : plaques minces, barreaux cylindriques, et plaques rainurées. Une comparaison entre les données de la modélisation et celles de l'expérimentation est menée à partir d'échantillons Inconel 718 à l'état *Direct Aged*, ou directement vieilli (DA) avec des analyses par diffraction des rayons X et des mesures de forme.

Enfin cette étude vise à prendre en compte l'effet des contraintes résiduelles équilibrées sur la durée de vie en fatigue. A partir du critère de fatigue multiaxial de Crossland, la méthodologie complète est appliquée à un démonstrateur industriel à géométrie complexe, depuis le procédé de grenaillage pour arriver à un résultat en fatigue.

■ Organisation du manuscrit

Ce manuscrit est constitué de quatre chapitres :

Chapitre I. Synthèse bibliographique

L'état de l'art critique doit permettre d'acquérir une bonne connaissance du champ disciplinaire. Il s'agit notamment de définir le processus de génération des contraintes résiduelles via le procédé de grenaillage, de décrire les techniques pour les déterminer, les moyens analytiques ou numériques pour les calculer, leur stabilité en service et leur impact en fatigue. Par ailleurs les propriétés microstructurales et mécaniques du matériau de l'étude sont également détaillées. Finalement, l'objectif de ce premier chapitre est de positionner et d'orienter l'étude par rapport à l'existant, et de justifier la contribution personnelle.

Chapitre II. Étude expérimentale

L'objectif de la campagne expérimentale est de pouvoir caractériser les effets du grenaillage sur géométries complexes élémentaires pour validation de la modélisation. Néanmoins l'étude ne se limite pas à la détermination des contraintes résiduelles et aux mesures des déformées induites par le traitement. Elle vise également à comprendre l'impact du procédé en termes de microstructure, de rugosité et d'écrouissage. Ce chapitre comporte par conséquent une description complète des échantillons usinés, du matériel et des procédures pour les analyses.

Chapitre III. Modélisation du grenaillage sur géométries complexes

Ce chapitre est dédié à la description et à l'implémentation de l'approche de modélisation basée sur la méthode de reconstruction des eigenstrains. La validation de l'approche sur géométries complexes élémentaires passe par la comparaison avec les résultats d'analyses sur Inconel 718 DA. L'outil développé est également utilisé afin d'étudier l'effet d'un état des contraintes résiduelles d'usinage sur les déformées induites après grenaillage. Enfin un chaînage est proposé avec la modélisation de l'enlèvement de matière pour la correction des contraintes déterminées par diffraction des rayons X.

Chapitre IV. Application à un démonstrateur industriel et analyse en fatigue

L'application de la modélisation à un démonstrateur industriel doit permettre de développer la méthodologie prototype complète jusqu'en fatigue à grand nombre de cycles. Après identification d'un critère de fatigue multiaxial à partir de données d'essais sur un acier TRIP, l'objectif est d'étudier les effets de la géométrie du composant sur la redistribution des contraintes et la durée de vie en fatigue.

Chapitre I

Synthèse bibliographique

Sommaire

1 Contexte technologique et mécanique **9**

1.1 Le grenaillage de précontrainte . . . 9

1.1.1 Principe . . . 9

1.1.2 Application aux pièces industrielles . . . 9

1.1.3 Contrôle du procédé . . . 10

1.1.3.1 Contrôle de l'intensité Almen . . . 11

1.1.3.2 Contrôle de la grenaille . . . 11

1.1.3.3 Contrôle du taux de recouvrement . . . 11

1.1.3.4 Influence des paramètres usuels . . . 12

1.2 Les contraintes résiduelles et déformations plastiques incompatibles . . . 13

1.2.1 Généralités . . . 13

1.2.1.1 Origines des contraintes résiduelles . . . 13

1.2.1.2 Les différents ordres des contraintes . . . 13

1.2.1.3 Les contraintes résiduelles de grenaillage . . . 14

1.2.2 Application au grenaillage : relations analytiques existantes . . . 15

1.2.2.1 Définition du problème d'incompatibilité . . . 15

1.2.2.2 Modèle du massif semi-infini . . . 16

1.2.2.3 Modèle de la plaque infinie d'épaisseur H . . . 16

1.2.2.4 Modèle du cylindre infiniment long . . . 16

2 Détermination des contraintes résiduelles par DRX **17**

2.1 Avant-propos . . . 17

2.2 Technique de diffraction des rayons X . . . 18

2.2.1 Principe . . . 18

2.2.2 Présentation du matériel et notations . . . 18

2.2.3 Interactions des X avec la matière : forme des pics de diffraction . . . 19

2.2.3.1 Intensité diffractée . . . 19

2.2.3.2 Largeur des pics de diffraction . . . 20

2.2.3.3 Position des pics de diffraction . . . 20

2.3 Traitement des données de diffraction . . . 20

2.3.1 Correction des diffractogrammes . . . 21

2.3.2 Détermination de la position des pics . . . 21

2.3.3 Calcul des contraintes . . . 21

2.4 Correction des mesures . . . 23

2.4.1 Effet de l'enlèvement de matière 23
2.4.1.1 Méthodes analytiques ou semi-numériques 23
2.4.1.2 Enlèvement de matière global ou local 23
2.4.2 Effet de la géométrie 24

3 Prédiction des contraintes résiduelles de grenaillage 25
3.1 Méthodes analytiques sur massif semi-infini 25
3.1.1 Analyse élastoplastique simplifiée 25
3.1.2 Analyse dimensionnelle 26
3.2 Simulation du procédé de grenaillage 26
3.3 Méthode de reconstruction des eigenstrains 27
3.3.1 Principe 27
3.3.2 Introduction des eigenstrains dans un code de calcul éléments finis 28

4 Durée de vie en fatigue et grenaillage de précontrainte 29
4.1 Relaxation des contraintes résiduelles 29
4.2 Prise en compte du grenaillage dans les calculs de durée de vie 29
4.3 Méthode d'analyse en fatigue 30
4.3.1 Fatigue uniaxiale : construction des courbes de fatigue 30
4.3.2 Fatigue multiaxiale HCF : formulation du critère de Crossland 31
4.3.3 Identification du critère de Crossland 32

5 Présentation du matériau de l'étude : l'alliage Inconel 718 DA 33
5.1 Généralités sur l'alliage 33
5.1.1 Les superalliages et l'Inconel 718 33
5.1.2 Traitement thermique "Direct Aged" 33
5.2 Les phases cristallographiques 35
5.2.1 Avant-propos 35
5.2.2 Composition chimique et caractéristiques 35
5.2.3 Structure cristallographique 36
5.3 Comportement mécanique 37

6 Conclusions sur l'état de l'art et la démarche suivie 40
6.1 Conclusions 40
6.2 Démarche méthodologique 41

Chapitre I – Section 1

Contexte technologique et mécanique

1.1 Le grenaillage de précontrainte

Le procédé de grenaillage est un traitement superficiel utilisé pour la finition des composants métalliques. Il peut être utilisé pour le nettoyage des surfaces, pour la mise en forme de pièces minces (*peen forming*), ou bien encore pour la mise en compression des couches superficielles d'une pièce et dans ce cas il s'agit de grenaillage de précontrainte. Parmi l'ensemble des traitements superficiels de précontrainte (martelage, galetage, sablage, autofrettage, etc.), le grenaillage est le plus utilisé dans le domaine industriel [Barralis 1999].

1.1.1 Principe

Le grenaillage de précontrainte conventionnel consiste à projeter à des vitesses relativement importantes (entre 20 m/s et 120 m/s) des petites billes d'acier, de fonte ou de verre (pour ses caractéristiques de non contamination) sur la pièce à traiter. La dimension de ces billes peut varier de 0.1 à 2 mm [Frija 2013]. Chaque bille frappe et déforme plastiquement la surface de la pièce. Les principaux effets induits dans le matériau grenaillé sont de trois ordres [Flavenot 1985] : métallurgique (écrouissage superficiel par augmentation de la densité de dislocations), géométrique (modification de la rugosité) et mécanique (le matériau tentant de reprendre son volume initial, des contraintes résiduelles de compression apparaissent en sous-surface).

Deux modes de projection sont couramment distingués : le grenaillage par voie sèche, et le grenaillage par voie humide. Le premier mode regroupe deux types de grenaillage apparus entre les années 1930 et 1970 : le grenaillage conventionnel et le grenaillage ultra sonore. Quant au grenaillage par voie humide (ou *water jet peening* en anglais), il s'agit d'une technologie récente apparue dans les années 2000, et donc encore peu utilisée et développée. Le grenaillage conventionnel est historiquement celui qui fut utilisé le premier pour la mise en compression des surfaces par grenaillage. Deux technologies sont concurrentes :

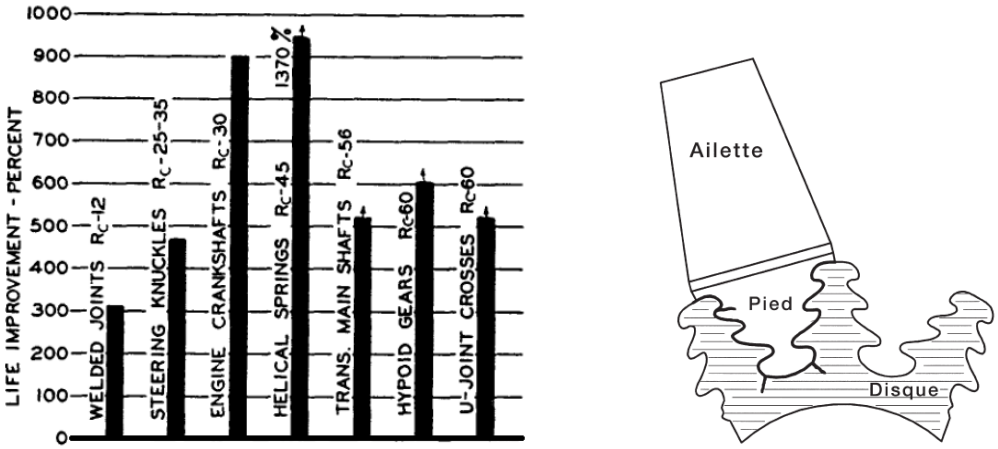
- Le grenaillage à turbine où la grenaille est projetée au moyen d'une force centrifuge. Le contrôle des angles et vitesses d'impacts sont peu maîtrisés, mais la zone grenaillée est étendue et la productivité est accrue. Cette technologie est donc principalement destinée à des pièces de grandes dimensions et de géométrie simple.
- Le grenaillage à air comprimé (ou grenaillage à buse) pour lequel la source d'énergie nécessaire à la projection de la grenaille provient d'un flux gazeux. Cette technologie, quoique moins rentable, est bien plus intéressante pour traiter des formes complexes. Avec une ou plusieurs buses, cet équipement permet de traiter des zones difficilement accessibles et d'imposer une orientation spécifique au(x) jet(s).

1.1.2 Application aux pièces industrielles

L'efficacité du procédé grenaillage de précontrainte contre l'amorçage et la propagation des fissures est connue et démontrée depuis déjà plusieurs décennies. Cette efficacité, ajoutée au coût relativement faible du procédé, explique l'ampleur avec laquelle celui-ci s'est répandu et développé dans l'industrie. Il est utilisé pour de multiples composants mécaniques : ressorts hélicoïdaux [O'Hara 1984], turbines [James 2010], joints soudés [Gan 2016], arbres de transmissions [Heyes 1998], barres de torsion

[Van 2000], etc. La **Figure I.1a** illustre les effets bénéfiques du traitement sur la tenue en fatigue de quelques-uns de ces composants. Ces effets se produisent lorsque survient, de façon simultanée ou non : une modification de la rugosité, une augmentation des caractéristiques mécaniques, une introduction de contraintes résiduelles de compression.

Parmi les applications les plus connues, les applications aéronautiques telles que les disques de turbine sont d'excellents candidats pour le grenaillage de précontrainte. Les disques de turbine des turbomoteurs sont généralement grenaillés au niveau des attaches pied de sapin [Marouf 2013]. La **Figure I.1b** présente une géométrie d'attache pied de sapin à trois filets. Le pied de pale (ou ailette) est la partie assurant la fonction d'attache. La forme femelle associée sur le disque est appelée alvéole. La matière entre deux alvéoles constitue l'interpale. En raison de la géométrie de l'alvéole, il existe en service de forts gradients de contraintes sur la zone d'attache. La fissuration est donc susceptible d'apparaître dans les zones de concentration de contraintes telles que les fonds de filets. L'opération de grenaillage pour ce type de composant prolonge la durée de vie en service grâce à l'amélioration de l'état de surface avec l'introduction de contraintes résiduelles de compression. Le grenaillage des zones de contact au niveau de l'attache pale-disque va notamment texturer la surface avec une rugosité non directionnelle. Cela empêche ainsi les ruptures par fretting fatigue, où l'initiation et la propagation des fissures prennent naissance sur des défauts de surface.



(a) Amélioration de la tenue en fatigue de quelques composants mécaniques après grenaillage [Almen 1943]

(b) Section d'un disque de turbine : attache pied de sapin à 3 filets [MIC 2005]

FIGURE I.1 – Impact du grenaillage sur la durée de vie et application aux pièces industrielles

Les multiples aspects de l'utilisation du grenaillage de précontrainte sont détaillés par [Diepart 1992]. Autant de déclinaisons du procédé rend difficile la définition d'un domaine géométrique précis pour les composants traités : épaisseurs et rayons de courbures variables (plusieurs centaines à quelques millimètres), présence d'arêtes vives, de trous débouchants, de fentes, etc.

1.1.3 Contrôle du procédé

La multiplicité des paramètres rend très délicat le contrôle parfait et la répétitivité d'une opération de grenaillage. Aussi pour tenter de les maîtriser, les industriels utilisent traditionnellement des opérations de contrôle avant et après traitement. Ces contrôles obéissent à des procédures standardisées par des normes, lesquelles ont sans cesse évoluées depuis les années 1940 [Champaigne 2006, Kirk 2012]. Aujourd'hui, il existe trois opérations de contrôle. Deux avant grenaillage : le contrôle de l'intensité Almen sur éprouvette standardisée, et celui de la grenaille. Puis une troisième après grenaillage : le contrôle du taux de recouvrement sur pièce traitée.

1.1.3.1 Contrôle de l'intensité Almen

L'intensité du jet de grenaille est caractérisée en utilisant des éprouvettes Almen. Ce sont des plaques minces standardisées en acier à ressort SAE 1070. Elles sont grenaillées sur une face. Après débridage des plaques de leur support, elles se déforment en raison des contraintes résiduelles de compression induites par le procédé. Comme l'indique la norme [NF-L06-832 2008] portant sur le grenaillage conventionnel, la mesure de l'intensité Almen est réalisée à partir de la flèche maximale (dite flèche Almen) mesurée au comparateur sur la face non grenaillée de l'éprouvette. Il existe trois types d'éprouvette Almen pour la mesure : les éprouvettes de type N (0,79 mm d'épaisseur), A (1,29 mm d'épaisseur) et C (2,39 mm d'épaisseur). Plus le grenaillage est intense, plus l'éprouvette Almen utilisée pour le contrôle est épaisse. En pratique, une éprouvette plus épaisse est généralement utilisée si la flèche Almen excède 0.50 mm.

La désignation appropriée pour l'intensité Almen est également réglementée. Par exemple, pour une intensité Almen notée F30A :

- La lettre *F* fait référence à l'unité de mesure de la flèche Almen, le centième de millimètre. L'absence de *F* ferait référence au système américain dont l'unité de mesure est le centième de inch.
- La valeur qui suit correspond à l'intensité Almen. Si celle-ci vaut 30, cela signifie que la flèche Almen mesurée est égale à 0.30 mm.
- La lettre *A* fait mention du type d'éprouvette utilisé.

La caractérisation du jet de grenaille via l'intensité Almen va dépendre du type de grenaille utilisé (forme, taille, matériau), des paramètres machine (couple pression et débit d'air pour le grenaillage à buse) ainsi que du temps d'exposition de l'éprouvette Almen au jet. C'est pourquoi dans la pratique, en fixant le choix de la grenaille et des réglages machine, la vérification initiale du procédé en terme d'intensité Almen cible passe par l'établissement d'une courbe de saturation. Cette courbe représente la valeur de la flèche Almen mesurée en fonction du temps d'exposition. L'intensité Almen effective est définie par la flèche Almen associée au temps de saturation. Le temps de saturation étant défini au premier point de la courbe à partir duquel en doublant le temps d'exposition (le nombre de passages de la buse pour le grenaillage à buse), la hauteur d'arc n'augmentera pas de plus de 10%.

1.1.3.2 Contrôle de la grenaille

La norme [NF-L06-831 2006] donne des recommandations pour l'usage et le contrôle des billes destinées au grenaillage. La dimension des billes doit par exemple être contrôlée par analyse granulométrique sur des tapis normalisés. La désignation des billes utilisée couramment est celle préconisée par la norme américaine [AMS-S-13165 1998] : une lettre pour faire référence au matériau (*S* pour l'acier, *G* pour le verre, *Z* pour la céramique) suivie d'une valeur numérique correspondant au diamètre nominal de la dimension de maille du tamis retenant 90% de billes (en centièmes de inch).

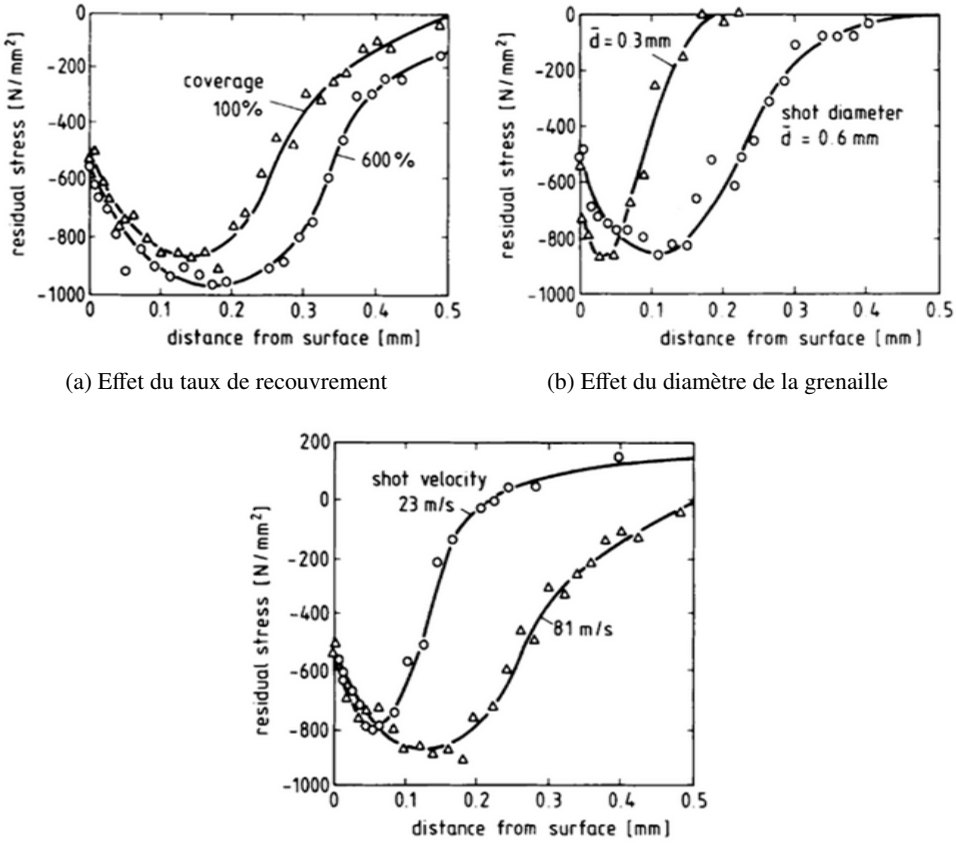
1.1.3.3 Contrôle du taux de recouvrement

La norme [NF-L06-832 2008] définit le taux de recouvrement comme étant lié à la répartition et à la quantité des empreintes résultant des impacts des billes sur la surface grenaillée. Un taux de recouvrement de 98% est atteint lorsque l'ensemble de la surface à traiter a subi l'impact des médias. Par extension, un temps d'exposition doublé donnera un taux de recouvrement de 200%. Le contrôle du taux de recouvrement sur pièce après traitement est fondamental : un recouvrement trop faible (inférieur à 100%) n'est pas envisageable car les fissures de fatigue peuvent se développer dans une zone non impactée ; un recouvrement trop important est néfaste car cela peut entraîner le phénomène de surgrenaillage, c'est-à-dire qu'il y a création de défauts superficiels tels que des replis et/ou des fissures.

La méthode la plus courante pour mesurer le taux de recouvrement est l'examen visuel de toute la surface traitée avec un grossissement adapté (de 1 à 20). Cette méthode visuelle génère des incertitudes sur les résultats de mesure difficiles à quantifier. De nombreux travaux tentent d'ailleurs d'établir une méthode de mesure plus rigoureuse et répétable du taux de recouvrement : de façon analytique à partir des équations d'Avrami [Kirk 1995] ou en le reliant à l'intensité Almen [Karuppanan 2002], de façon numérique en le reliant à la mesure de la rugosité [Dai 2004] ou à partir de simulations d'impacts [Bagherifard 2012], ou plus récemment par analyse d'image dans le cadre du projet CONDOR.

1.1.3.4 Influence des paramètres usuels

La maîtrise des paramètres usuels tels que le taux de recouvrement, le diamètre des billes ou leur vitesse de projection est incontestablement une priorité, car ils peuvent avoir un effet notable sur l'état métallurgique, géométrique et mécanique du matériau traité. Une illustration de l'impact de ces trois paramètres sur la forme du profil de contraintes résiduelles induites après grenaillage est donnée sur la **Figure I.2**.



(a) Effet du taux de recouvrement

(b) Effet du diamètre de la grenaille

(c) Effet de la vitesse de projection

FIGURE I.2 – Influence des paramètres de grenaillage usuels sur les contraintes résiduelles induites dans un acier trempé revenu [Macherauch 1987]

Classiquement [Slim 1995, Barralis 1999] :

- L'augmentation du taux de recouvrement se traduit par une augmentation de la profondeur affectée et du maximum de compression, et par un déplacement de celui-ci vers l'intérieur de la pièce.
- L'augmentation du diamètre des billes se traduit par une augmentation de la profondeur affectée et un déplacement du maximum de compression vers l'intérieur de la pièce.
- L'augmentation de la vitesse de projection (liée à l'intensité Almen) agit dans le même sens que l'augmentation du taux de recouvrement.

1.2 Les contraintes résiduelles et déformations plastiques incompatibles

1.2.1 Généralités

1.2.1.1 Origines des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont définies comme étant les contraintes qui subsistent dans les pièces mécaniques qui ne sont soumises à aucun effort extérieur [Lu 2006]. Ces contraintes sont en équilibre statique sur l'ensemble du volume que constitue un composant ou une structure mécanique.

Les origines des contraintes résiduelles sont très diverses. Elles peuvent être classées en trois catégories [Shamshirsaz 1995] : les contraintes internes d'origine mécanique (par exemple dues à des traitements superficiels tels que le grenaillage, l'émaillage, le nickelage, le chromage, le martelage, etc.), celles d'origine métallurgique (par exemple dues à des traitements thermochimiques superficiels tels que la nitruration ou la cémentation), et enfin celles d'origine thermique. Souvent, une combinaison de ces causes est à l'origine de l'apparition des contraintes résiduelles. Dans tous les cas, elles résultent d'hétérogénéités micro et/ou macro structurales.

1.2.1.2 Les différents ordres des contraintes

En raison du caractère polycristallin et hétérogène des matériaux métalliques, une classification mise au point par Macherauch et al. [Macherauch 1987] permet de distinguer pour un matériau monophasé les contraintes résiduelles en fonction de l'échelle physique à laquelle elles sont observées (**Figure I.3**).

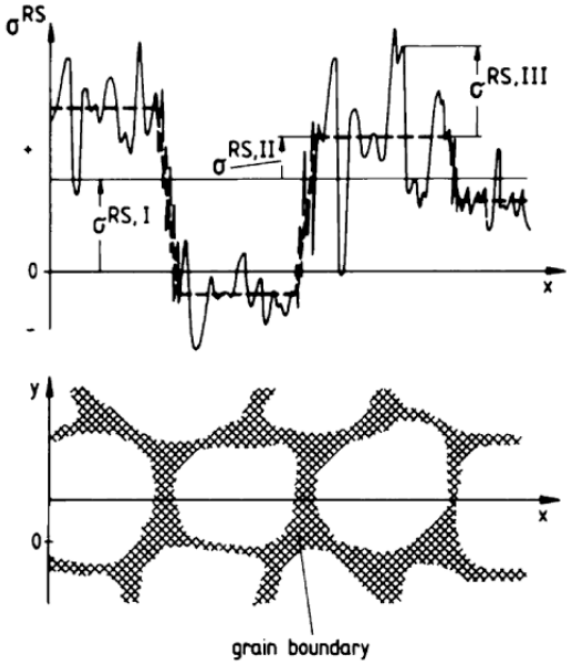


FIGURE I.3 – Représentation des ordres de contraintes dans un polycristal [Macherauch 1987]

Cette classification est définie de la façon suivante :

- Les contraintes macroscopiques (ou contraintes d'ordre I) sont généralement localisées à l'échelle d'un volume de l'ordre du mm^3. Elles sont la moyenne des contraintes locales d'ordre II sur le volume d'analyse. Elles s'équilibrent sur l'ensemble de l'échantillon considéré, et elles ont pour origine une hétérogénéité de déformations entre les différentes zones de l'échantillon. Ces contraintes sont celles qui sont prises en compte par l'ingénieur.

- Les contraintes mésoscopiques (ou contraintes d'ordre II) sont observées à l'échelle des grains pour lesquels des caractéristiques mécaniques locales sont définies. Elles naissent des hétérogénéité de déformations des grains [1].
- Les contraintes microscopiques (ou contraintes d'ordre III) sont localisées à une échelle encore plus fine, celle d'un volume correspondant au réseau cristallin, et proviennent des discontinuités de déformations créées par des joints de macle ou des arrangements de dislocations par exemple.

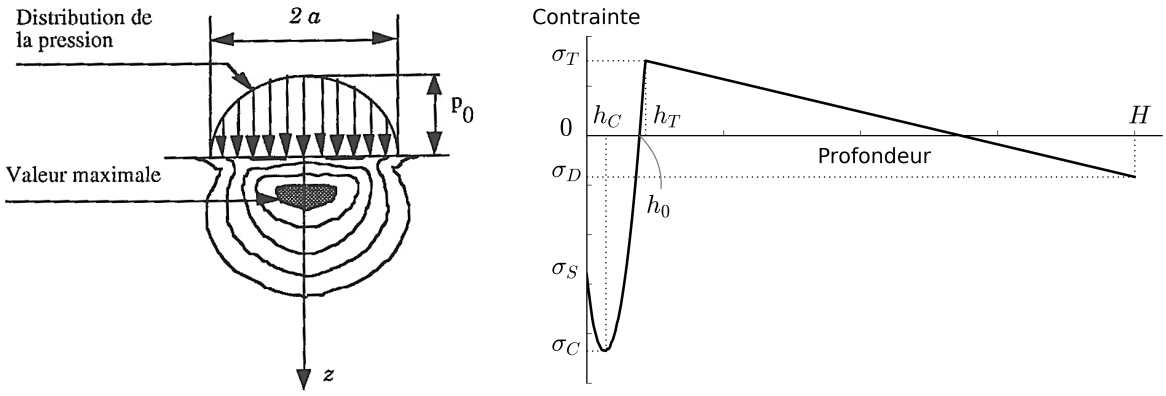
1.2.1.3 Les contraintes résiduelles de grenaillage

Selon la théorie de Wohlfahrt [Wohlfahrt 1984], il existe deux processus d'introduction des déformations plastiques localisées à l'origine de la génération des contraintes résiduelles de grenaillage :

- Le premier est celui de l'étirement des couches superficielles : le grand nombre d'indentations des grenailles sur la surface produit des efforts tangentiels, qui causent une élongation élastoplastique du matériau grenaillé.
- Le second est lié à la pression de Hertz : lors de l'impact d'une bille sur la surface traitée, celle-ci exerce une pression de Hertz (relative à la théorie du contact du même nom) qui génère un effort normal. Cet effort produit des contraintes de cisaillement qui, si elles sont supérieures à la limite d'écoulement en cisaillement, vont générer de la déformation plastique.

Ces deux processus sont complémentaires, et le second est souvent prépondérant. Par conséquent, d'après la théorie de Hertz, puisque la contrainte de cisaillement maximale de Tresca présente une amplitude maximale en sous-couche (**Figure I.4a**), la valeur maximale des contraintes résiduelles de compression sera généralement située en sous-surface, et non pas en surface. Le profil typique de contraintes résiduelles induit dans la profondeur d'une pièce grenaillée d'épaisseur H est schématisé sur la **Figure I.4b**. Celui-ci peut être caractérisé à partir des sept grandeurs suivantes :

$$\begin{cases} h_C & : \text{Profondeur du maximum de compression} \\ h_0 & : \text{Épaisseur de la couche en compression} \\ h_T & : \text{Profondeur du maximum de traction} \end{cases} \quad \begin{cases} \sigma_S & : \text{Contrainte en surface} \\ \sigma_C & : \text{Maximum de compression} \\ \sigma_T & : \text{Maximum de traction} \\ \sigma_D & : \text{Contrainte au dos} \end{cases}$$



(a) Allure générale des iso contraintes du chargement élastique de Hertz provoqué par une bille sur un massif semi-infini [Fathallah 1994]

(b) Profil typique de contraintes résiduelles dans la profondeur d'une pièce grenaillée d'épaisseur H

FIGURE I.4 – Impact du grenaillage sur l'état mécanique des composants

1. Pour des matériaux multiphasés, il existe aussi des contraintes interphases appelées "pseudo macrocontraintes".

Si la contrainte de compression maximale σ_C est parfois sensiblement supérieure à la moitié de la limite élastique σ_Y du matériau grenaillé [MIC 2005], il arrive aussi que cette valeur augmente lorsque les conditions de grenaillage sont sévères [Gallitelli 2016]. De fait, dans la grande majorité des cas le maximum de compression est tel que :

$$0.8 \cdot \sigma_Y < \sigma_C < 1.2 \cdot \sigma_Y \tag{I.1}$$

Enfin, la profondeur affectée par le traitement est habituellement définie comme la profondeur à partir de laquelle des contraintes de traction sont observées. Alors pour une grande part des conditions de grenaillage (conventionnel ou ultra sonore), la profondeur affectée reste telle que [Gallitelli 2016] :

$$100\,\mu\text{m} < h_0 < 1\text{ mm} \tag{I.2}$$

1.2.2 Application au grenaillage : relations analytiques existantes

Le but des formulations analytiques est de lier la déformation inélastique source des contraintes résiduelles aux profils des contraintes pour une géométrie donnée.

1.2.2.1 Définition du problème d'incompatibilité

Afin de lier contraintes résiduelles et déformations plastiques pour des géométries modèles, la démarche consiste à écrire le champ de contrainte comme la solution d'un problème d'incompatibilité généré par les déformations libres de contraintes au sens d'Eshelby [Eshelby 1957], ou eigenstrains au sens de Mura [Mura 1982]. Les eigenstrains font référence à un état de déformation généré dans le matériau sans contrainte externe appliquée, et provenant des déformations inélastiques induites par des phénomènes qui peuvent être plastiques, visco-élastiques, visco-plastiques, et/ou thermiques.

Dans l'hypothèse de petites déformations, la déformation totale se décompose en eigenstrain $\underline{\underline{\varepsilon}}^l$ et en une déformation élastique $\underline{\underline{\varepsilon}}^e$ qui compense l'incompatibilité des eigenstrains afin d'assurer la compatibilité de la déformation totale :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^t = \underline{\underline{\varepsilon}}^l + \underline{\underline{\varepsilon}}^e \tag{I.3}$$

Le tenseur des eigenstrains peut quant à lui se décomposer comme la somme d'une partie plastique et d'une partie volumique (déformations d'origine thermique ou métallurgique).

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^l = \underline{\underline{\varepsilon}}^p + \underline{\underline{\varepsilon}}^v \tag{I.4}$$

Les contraintes résiduelles ont pour origine une hétérogénéité de déformations : elles sont le résultat d'incompatibilités des eigenstrains, c'est-à-dire des déformations plastiques et volumiques. Les déformations dues au grenaillage sont d'origine purement mécanique. En faisant l'hypothèse que la mécanique n'influe ni sur la thermique, ni sur la métallurgie, les déformations volumiques peuvent être considérées mécaniquement stables lors du traitement. Ainsi les eigenstrains générées proviennent uniquement de la plasticité :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^t = \underline{\underline{\varepsilon}}^p + \underline{\underline{\varepsilon}}^e \tag{I.5}$$

La résolution du problème d'incompatibilité des déformations plastiques donne, à partir d'hypothèses simplificatrices, une relation directe entre contraintes résiduelles et déformations plastiques. Cette relation peut être formulée pour trois géométries modèles : le massif semi-infini, la plaque infinie d'épaisseur H, et le cylindre infiniment long. Pour ces trois cas, les hypothèses communes sont les suivantes : les champs de contraintes et déformations sont respectivement statiquement et cinématiquement admissibles, le matériau est supposé isotrope, et la surface traitée est supposée affectée par le grenaillage de façon homogène.

1.2.2.2 Modèle du massif semi-infini

L'hypothèse du massif semi-infini suppose que la profondeur affectée par le traitement est faible comparée aux autres dimensions du composant. Dans le cas d'un traitement réalisé sur une seule face du massif et en considérant la surface régulière et plane, cela signifie que les déplacements latéraux sont nuls et que seuls les déplacements en profondeur sont possibles. La résolution du problème est détaillée en **Annexe A.2**. Les tenseurs de déformations totales, de contraintes, et de déformations plastiques s'écrivent respectivement :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^t = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon^t(z) \end{bmatrix} \quad \underline{\underline{\sigma}} = \begin{bmatrix} \sigma(z) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma(z) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \underline{\underline{\varepsilon}}^p = \begin{bmatrix} \varepsilon^p(z) & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon^p(z) & 0 \\ 0 & 0 & -2\varepsilon^p(z) \end{bmatrix}$$

La relation entre contraintes résiduelles et déformations plastiques est donnée par :

$$\varepsilon^p(z) = \frac{\nu - 1}{E} \cdot \sigma(z) \tag{I.6}$$

Où z est la profondeur dans un système de coordonnées cartésiennes défini à partir du vecteur normal à la surface traitée.

1.2.2.3 Modèle de la plaque infinie d'épaisseur H

L'hypothèse de la plaque infinie d'épaisseur H suppose que les champs de contraintes et de déformations sont constants dans les deux directions du plan. Ce modèle analytique fut d'abord proposé par [Ahdad 1996] puis mis en œuvre sur des tôles minces notamment par [Cochennec 2009]. À partir de la connaissance des profils de contraintes résiduelles dans les deux directions du plan sur l'épaisseur h_0, il permet de :

- Calculer les rayons de courbures et allongements relatifs dans les deux directions ;
- Relier contraintes résiduelles et déformations plastiques dans l'épaisseur h_0 affectée par le traitement de grenaillage ;
- Prédire l'allure du profil de contraintes résiduelles sur toute l'épaisseur H de la plaque.

En considérant deux profils de contraintes distincts dans les deux directions, notés respectivement $\sigma_{xx}(z)$ et $\sigma_{yy}(z)$, les tenseurs de déformations totales, de contraintes, et de déformations plastiques s'écrivent respectivement :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^t = \begin{bmatrix} \varepsilon^t_{xx}(z) & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon^t_{yy}(z) & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon^t_{zz}(z) \end{bmatrix} \quad \underline{\underline{\sigma}} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx}(z) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{yy}(z) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \underline{\underline{\varepsilon}}^p = \begin{bmatrix} \varepsilon^p_{xx}(z) & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon^p_{yy}(z) & 0 \\ 0 & 0 & -\varepsilon^p_{xx}(z) - \varepsilon^p_{yy}(z) \end{bmatrix}$$

La résolution du problème et la relation entre contraintes résiduelles et déformations plastiques sont détaillées en **Annexe A.3**.

1.2.2.4 Modèle du cylindre infiniment long

L'hypothèse du cylindre infiniment long suppose que les champs de contraintes et de déformations sont constants dans les deux directions axiale et circonférentielle. Sous cette hypothèse simplificatrice, la résolution du problème en coordonnées cylindriques est proposée par [Ahdad 1996]. Le détail de la résolution du problème ainsi que les solutions sont donnés en **Annexe A.4**.

Chapitre I – Section 2

Détermination des contraintes résiduelles par DRX

2.1 Avant-propos

La littérature fait état de nombreuses techniques pour déterminer les distributions de contraintes résiduelles dans la profondeur des composants [Withers 2001, Rossini 2012]. Elles sont généralement présentées en trois familles : les méthodes destructives, semi-destructives, et non destructives :

- Les **méthodes destructives** procèdent par découpe globale dans l'épaisseur de la pièce [Shamshirsaz 1995]. Ces techniques sont généralement d'une précision insuffisante, ne permettent pas de déceler la présence d'un gradient, et sont par conséquent peu répandues.

  Néanmoins, la méthode du contour [Prime 2001] s'est récemment illustrée en faisant ses preuves pour des assemblages soudés [Withers 2008, Serasli 2016]. En revanche elle ne semble pas être adaptée aux composants grenaillés en raison de sa résolution spatiale insuffisante et des fortes incertitudes en proche surface.

- Les **méthodes semi-destructives** sont désignées ainsi parce qu'elles procèdent par enlèvement localisé et/ou de couches successives de matière dans l'épaisseur de la pièce (par voie mécanique ou électrochimique).

  Parmi ces méthodes : la méthode de la flèche est favorable au cas des pièces minces [Withers 2001], la méthode du trou est largement utilisée mais nécessite de déterminer rigoureusement les coefficients d'étalonnage [Niku-Lari 1985, Magnier-Monin 2007], la méthode du trépan est fortement désavantagée par le niveau très important d'endommagement subi par la pièce étudiée [Šarga 2013], la méthode de la rainure est identique à la méthode du perçage mais repose sur la méthode d'interférométrie de speckle laser [Poilane 1998, Montay 2011], la méthode de Sachs est appropriée aux mesures des contraintes résiduelles sur pièces cylindriques [Shamshirsaz 1995], et enfin la diffraction des rayons X (DRX) couplée à un enlèvement de matière par voie électrolytique est la seule méthode réellement utilisée pour des analyses quantitatives à l'échelle industrielle [Lu 2006].

- Les **méthodes non destructives** lient les propriétés physiques ou cristallographiques du matériau à tester aux champs de contraintes résiduelles.

  La méthode par effet Barkhausen (propagation d'ondes magnétiques) est délicate à mettre en œuvre vis-à-vis de la sensibilité du comportement magnétique du matériau aux facteurs métallurgiques [Shamshirsaz 1995], la méthode ultrasonore présente l'inconvénient de ne pas pouvoir effectuer des mesures très précises et nécessite une calibration très rigoureuse [Lu 2006], quant aux méthodes par rayonnement synchrotron ou neutronique elles sont onéreuses, peu accessibles, et pas forcément adaptées.

Ce balayage rapide mais exhaustif des techniques usuelles rencontrées pour l'analyse des contraintes résiduelles fait émerger deux candidats pour une application sur composants grenaillés : la méthode du trou et la méthode de DRX. Toutefois la méthode du trou ne convient pas pour déterminer des contraintes résiduelles dans les pièces ayant un fort gradient de contraintes dans l'épaisseur [Shamshirsaz 1995]. En outre, une étude comparative réalisée sur une pièce à géométrie complexe précontrainte par galetage [Villard 1996] tend à montrer que la DRX donne des résultats plus proches de la réalité physique, tandis que la méthode du perçage est parfois incohérente au niveau des profils obtenus.

2.2 Technique de diffraction des rayons X

Cette introduction à la DRX pourra être complétée par la lecture d'excellents ouvrages de référence comme par exemple [Cullity 1978, Castex 1981, Hauk 1997, Noyan 2013].

2.2.1 Principe

Pour présenter le principe de la méthode de détermination des contraintes par diffraction X, de nombreux auteurs commencent judicieusement par introduire les notions élémentaires de cristallographie. Cette façon de procéder est certainement la plus appropriée car cette méthode repose sur l'utilisation de la structure cristallographique du matériau comme jauge de déformation [François 1991]. Les diffractogrammes obtenus par DRX permettent de vérifier s'il existe une variation des distances interréticulaires dans le réseau cristallin et, le cas échéant, de la quantifier. C'est cette mesure de la déformation du réseau cristallin qui permet de remonter aux contraintes résiduelles dans le matériau. Mais cette mesure de la déformation du réseau cristallin est elle-même indirecte puisqu'elle est basée sur le phénomène de diffraction du rayonnement X. Lorsqu'un faisceau X incident pénètre la matière, les rayons X émis par le réseau cristallin interfèrent de façon constructive pour des directions particulières d'incidence et de réflexion. Ces directions constructives sont définies par la loi de Bragg. Pour les diffractions d'ordre 1, la loi de Bragg s'écrit :

$$\lambda = 2 \cdot d^{\{hkl\}} \cdot sin\left(\theta^{\{hkl\}}\right) \tag{I.7}$$

Avec λ la longueur d'onde du faisceau X, et $\theta^{\{hkl\}}$ l'angle d'incidence sur la famille de plans réticulaires $\{hkl\}$ définis par la distance interréticulaire $d^{\{hkl\}}$.

Au-delà d'une certaine tension d'accélération du générateur, le spectre d'émission des rayons X peut être décomposé comme la somme des contributions du spectre continu et des raies caractéristiques $K_{\alpha 1}$, $K_{\alpha 2}$ et K_{β}. La raie caractéristique utilisée pour les analyses de contraintes est généralement la plus intense, c'est-à-dire celle du doublet $K_{\alpha 1}$–$K_{\alpha 2}$, notée K_{α}. La raie K_{β} est éliminée en plaçant un filtre ou bien un monochromateur [Skoog 2003].

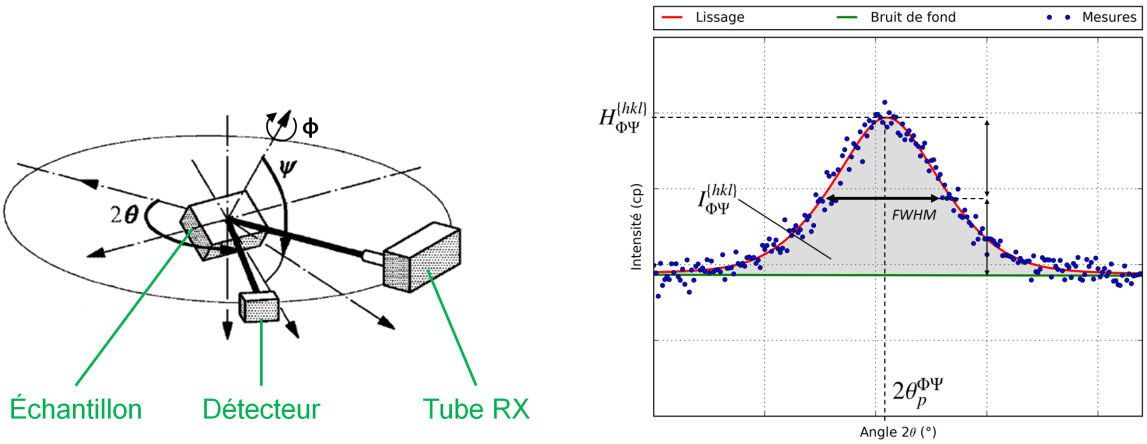
2.2.2 Présentation du matériel et notations

Les appareils de diffraction principalement utilisés en laboratoire sont des diffractomètres à compteur. Ils sont composés généralement de cinq éléments [Marty 1996] : un tube à rayons X, une optique primaire, un goniomètre, une optique secondaire, et un détecteur de rayonnement X. La production des rayons X est assurée par un tube constitué notamment d'une cible métallique (matériau pur) appelée anode. Le faisceau X à la sortie du tube est généralement large, fortement divergent, et polychromatique (présence de la raie K_{β}). L'optique primaire va donc jouer plusieurs rôles : limiter à la fois la taille ainsi que la divergence du faisceau, et supprimer la composante K_{β} du rayonnement. Le rayonnement X atteint ensuite l'échantillon situé sur le goniomètre, puis le faisceau diffracté passe au travers d'une optique secondaire afin de sélectionner la direction et la forme de celui-ci, pour finalement parvenir au détecteur.

Suivant l'application visée, le détecteur peut être [Gravereau 2012] : ponctuel, linéaire, courbe ou bidimensionnel. L'ensemble de ces systèmes de détection présente l'avantage de pouvoir réaliser des mesures d'intensité précises. Malgré tout, la détection des photons X reste un phénomène probabiliste [Lodini 2013] : pour des acquisitions répétées dans des conditions identiques, le nombre de photons détectés sera généralement différent. Ce phénomène, propre à la mesure avec un diffractomètre à compteur, correspond à la statistique de comptage. Cela se traduit sur le spectre de diffraction par des fluctuations aléatoires des intensités détectées, et par une incertitude sur la position des pics de diffraction.

Si le parcours du faisceau X est commun à la plupart des analyses diffractométriques, les méthodes d'acquisition quant à elles peuvent varier d'un montage à un autre. Elles sont liées d'une part aux fonctionnalités du goniomètre, et d'autre part aux conditions de travail imposées par l'opérateur. L'une d'elles, la méthode χ (parfois appelée méthode Ψ dans la littérature), utilise un berceau eulérien (ou goniomètre à trois cercles) et un détecteur ponctuel ou linéaire. L'avantage de la méthode χ est de pouvoir contrôler le volume sonde (quasiment constant). Comme l'illustre la **Figure I.5a**, l'inclinaison de l'échantillon est obtenue par une rotation Ψ du berceau d'Euler et, en montage θ–2θ, le tube est fixe tandis que le détecteur est mobile. Un enregistrement diffractométrique avec un compteur donne une courbe de l'intensité des rayons X diffractés en fonction des angles de diffraction 2θ. Une acquisition portant sur la famille de plans interréticulaires $\{hkl\}$, et effectuée pour des angles Φ et Ψ fixés, donne classiquement un diffractogramme (ou spectre de diffraction) semblable à celui représenté sur la **Figure I.5b**, avec :

- $H_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}}$: Hauteur nette ou intensité nette maximale du pic de diffraction
- $I_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}}$: Surface nette ou intensité intégrée du pic de diffraction
- $2\theta_p^{\Phi\Psi}$: Position du pic de diffraction
- Γ : Largeur à mi-hauteur, ou *Full Width Half Maximum* (FWHM)
- β : Largeur intégrale. C'est la surface nette $I_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}}$ divisée par l'intensité nette maximale $H_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}}$. C'est-à-dire que cette largeur de corde est définie comme la largeur d'un rectangle qui a la même hauteur et la même surface que le pic de diffraction.



(a) Représentation de la méthode χ

(b) Diffractogramme et grandeurs caractéristiques

FIGURE I.5 – Représentation de la méthode d'acquisition χ et d'un pic de diffraction

2.2.3 Interactions des X avec la matière : forme des pics de diffraction

2.2.3.1 Intensité diffractée

L'intensité théorique diffractée par un matériau polycristallin pour une famille de plans $\{hkl\}$ donnée dépend de plusieurs facteurs : le facteur de Lorentz-Polarisation, le facteur d'absorption, le facteur de structure, le facteur de température et le facteur de multiplicité. L'intensité va également dépendre des réglages du diffractomètre. C'est le facteur de structure lié à la disposition des atomes dans la maille cristalline qui indique s'il y a ou non diffraction des plans $\{hkl\}$: lorsque celui-ci est nul pour certaines valeurs de $\{hkl\}$, alors la condition de Laue n'est pas satisfaite et les plans $\{hkl\}$ concernés ne diffractent pas.

Toutefois la condition de Laue pour la diffraction est une condition nécessaire mais pas suffisante pour observer et exploiter les pics de diffraction. Lorsque l'énergie délivrée par le tube à rayons X est importante, il se peut pour certains atomes que le retour à un état d'équilibre s'accompagne d'une émission de photons X secondaires. C'est le rayonnement de fluorescence. Ce rayonnement n'est clairement pas recherché lors des analyses de contraintes par DRX. Lorsqu'il il y en a, le spectre θ–2θ enregistré est entaché d'un bruit de fond continu qui peut être autant voire plus intense que le pic de diffraction utilisé pour l'analyse de contraintes. Déterminer la position de ce pic est alors difficile voire impossible. Pour y remédier, plusieurs solutions sont envisageables [Lodini 2013], mais celle qui minimise l'impact sur les intensités enregistrées consiste simplement à travailler avec une anode dont la longueur d'onde caractéristique est plus grande [1]. L'intensité est exprimée en pratique par le taux de comptage du détecteur de rayonnement, c'est-à-dire en coups par seconde (cp/s), ou plus communément en coups (cp).

2.2.3.2 Largeur des pics de diffraction

Dans le cas d'un rayonnement purement monochromatique, l'analyse par diffraction X d'un matériau cristallin sans défauts et non contraint devrait idéalement ne donner lieu à aucun élargissement des pics de diffraction (pics de Dirac). En revanche la réalité des expériences de DRX est faite autrement : des élargissements des pics de diffraction se produisent et ont pour origine un couplage entre des effets instrumentaux et des effets matériau [Gourbesville 2000]. Les effets instrumentaux sont liés à la source des rayons X (superposition des raies du doublet K_α) et aux optiques utilisées. Quant aux effets matériau ils sont liés à [Castex 1981, Mabelly 1996] : la taille des cristallites ou domaines cohérents de diffraction, leur orientation (anisotropie élastique), leur distorsion (déformation élastique), les défauts cristallins, le multiphasage, etc.

2.2.3.3 Position des pics de diffraction

Puisque les contraintes résiduelles proviennent de l'accommodation élastique du matériau (pour assurer la compatibilité de la déformation totale), et comme une perturbation élastique globale provoque une variation globale des distances interréticulaires $d^{\{hkl\}}$ [Prevéy 1986], cela va notamment se traduire du point de vue du comportement mécanique radiocristallographique du matériau par un décalage de la position des pics de diffraction. En pratique, la position d'un pic de diffraction se déplace quand l'échantillon est mis en rotation par un angle Ψ, et la valeur du décalage est liée à l'amplitude des contraintes résiduelles. Ainsi pour une famille de plans $\{hkl\}$ et une orientation Φ de l'échantillon données, une analyse de contraintes va consister à réaliser l'acquisition de n diffractogrammes relatifs à n valeurs d'angles Ψ. Sur la base de ces n diffractogrammes, la mesure des écarts de position des pics mesurés avec celle du matériau non contraint permet de remonter aux déformations élastiques puis aux contraintes résiduelles présentes dans le matériau analysé.

2.3 Traitement des données de diffraction

Dans le cadre d'une analyse de contraintes par DRX, le traitement complet des données de mesure doit permettre d'aboutir à la valeur moyenne dans le volume sonde des composantes normales et tangentielles du tenseur des contraintes. Pour faire la jonction avec les éléments présentés dans la **Partie I–1.2.1.2**, en considérant la contrainte homogène dans le volume irradié, l'échelle du résultat d'analyse est macroscopique et les contraintes calculées sont d'ordre I. Conformément aux recommandations de la norme [NF-15305 2009], ce traitement mathématique consiste en une succession de trois étapes : la correction des données de diffraction, la détermination de la position $2\theta_p^{\Phi\Psi}$ des pics, et enfin le calcul des contraintes.

1. De cette manière, l'énergie délivrée par le tube à rayons X diminue, et le phénomène de fluorescence est réduit.

2.3.1 Correction des diffractogrammes

Il est possible de déterminer précisément la position angulaire $2\theta_p^{\Phi\Psi}$ d'un pic de diffraction à condition d'appliquer les corrections appropriées. Les corrections peuvent être classées dans deux familles :

- Celles qui portent sur les intensités, à savoir : la correction relative aux fentes de divergence, la correction d'absorption, la correction de Lorentz-Polarisation, et la correction du bruit de fond. Dans le cas de la méthode χ et pour des éprouvettes suffisamment épaisses, les deux premières corrections ne sont pas nécessaires [NF-15305 2009]. En revanche, la correction de Lorentz-Polarisation peut être significative aux petits et aux grands angles 2θ sur le diffractogramme [Ji 1989, Marty 1996]. Celle-ci tient compte de deux phénomènes : la polarisation du rayonnement X, et le temps durant lequel les plans cristallographiques $\{hkl\}$ étudiés sont en condition de diffraction. Quant à la correction du bruit de fond, il s'agit de soustraire le bruit de fond aux intensités mesurées sur le diffractogramme.
- Celle qui porte sur la position des raies de diffraction : la correction de poudre. Il s'agit de corriger les positions des pics de diffraction à partir d'une analyse sur un échantillon de référence non contraint, une poudre. Cette correction doit permettre de tenir compte des décalages des raies de diffraction causés par le défaut d'alignement du faisceau. Elle est d'ailleurs recommandée par la norme [E915 2010].

2.3.2 Détermination de la position des pics

En principe, la position $2\theta_p^{\Phi\Psi}$ d'un pic de diffraction est définie par son barycentre. Toutefois le calcul direct du barycentre n'est jamais utilisé en pratique car il est trop sensible à la statistique de comptage, à la soustraction du bruit de fond et au choix de l'intervalle d'acquisition en 2θ. Les méthodes couramment rencontrées sont : la parabole [Ogilvie 1952], le centroïde [Wilson 1963], le barycentre centré [Convert 1993], l'intercorrélation [Bourniquel 1986], le milieu de corde à mi-hauteur ou à 40%, le barycentre à seuil ou l'ajustement par une fonction analytique.

Pour une analyse de contraintes, seul le déplacement du pic présente un intérêt, un biais systématique par rapport au barycentre n'a donc pas d'influence sur le résultat. Ce qui va compter c'est la robustesse de la méthode vis-à-vis de la statistique de comptage et des déformations éventuelles du pic liées aux effets optiques et matériau [Lodini 2013]. Dans cette perspective, les méthodes globales comme l'ajustement par une fonction analytique de type Gaussienne [Rietveld 1969], Lorentzienne [Young 1977], Voigt [De Keijser 1982], Pearson IV ou Pearson VII [Hall 1977] par exemple ont une bonne robustesse vis-à-vis de la statistique de comptage.

2.3.3 Calcul des contraintes

À l'échelle macroscopique, les relations entre les déformations mesurées par DRX et les contraintes résiduelles s'expriment à partir des coefficients de proportionnalité F_{ij}, appelées également constantes d'élasticité radiocristallographiques (CER) :

$$\varepsilon_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}} = \sum_{i,j=1}^{3} F_{ij}(\Phi\Psi) \cdot \sigma_{ij} \tag{I.8}$$

Sur la base de la théorie de l'élasticité appliquée à un matériau cristallin macroscopiquement isotrope, la déformation dans la direction définie par les angles Φ et Ψ pour la famille de plans $\{hkl\}$ devient :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}} &= \left[S_1^{\{hkl\}} \cdot Tr\left(\overline{\overline{\sigma}}\right) + \frac{1}{2} \cdot S_2^{\{hkl\}} \cdot \sigma_{33}\right] \\ &+ \left[\frac{1}{2} \cdot S_2^{\{hkl\}} \cdot (\sigma_\Phi - \sigma_{33})\right] \cdot sin^2(\Psi) + \left[\frac{1}{2} \cdot S_2^{\{hkl\}} \cdot \tau_\Phi\right] \cdot sin(2\Psi) \end{aligned} \tag{I.9}$$

Avec :

$$\begin{cases} \sigma_\Phi &= \sigma_{11} \cdot cos^2(\Phi) + \sigma_{22} \cdot sin^2(\Phi) + \tau_{12} \cdot sin(2\Phi) \\ \tau_\Phi &= \tau_{13} \cdot cos(\Phi) + \tau_{23} \cdot sin(\Phi) \end{cases} \tag{I.10}$$

Et où σ_Φ et τ_Φ désignent respectivement les composantes normale et tangentielle dans la direction Φ du tenseur des contraintes.

La détermination des contraintes à partir des mesures de diffraction est classiquement réalisée en appliquant la méthode dite des $sin^2(\Psi)$: les termes $(\sigma_\Phi - \sigma_{33})$ et τ_Φ sont calculés après ajustement d'une fonction analytique sur les n points de mesures de coordonnées $(\varepsilon_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}}, sin^2(\Psi))$. Pour une analyse triaxiale des contraintes, la courbe obtenue en traçant $\varepsilon_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}}$ en fonction des $sin^2(\Psi)$ est de forme elliptique [Barralis 1999]. L'équation de l'ellipse découle directement de l'équation **(I.9)** :

$$\varepsilon_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}} = p_{\Phi,0} + p_{\Phi,1} \cdot sin^2(\Psi) + p_{\Phi,2} \cdot sin(2\Psi) \tag{I.11}$$

Quant aux points de mesure sur lesquels sont fait l'ajustement elliptique, la norme [E2860 2012] précise que la déformation $\varepsilon_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}}$ peut-être évaluée à partir de l'une des trois définitions suivantes : la déformation de Cauchy, la déformation dérivée de la loi de Bragg, ou la déformation vraie. Cette troisième définition permet d'estimer les déformations mesurées à partir de la relation suivante :

$$\varepsilon_{\Phi\Psi}^{\{hkl\}} = ln\left(\frac{d_{\Phi\Psi}}{d_0}\right) = ln\left(\frac{sin(\theta_0)}{sin(\theta_p^{\Phi\Psi})}\right) \tag{I.12}$$

Avec :

$$\begin{cases} d_{\Phi\Psi} & : \text{Distance interréticulaire du réseau déformé de la famille de plans } \{hkl\} \text{ dans la direction définie par } \Phi \text{ et } \Psi \\ d_0 & : \text{Distance interréticulaire du réseau non déformé de la famille de plans } \{hkl\} \\ \theta_p^{\Phi\Psi} & : \text{Position du pic de diffraction} \\ \theta_0 & : \text{Angle de Bragg associé à } d_0 \end{cases}$$

Finalement, pour une analyse de contraintes à angle Φ fixé, les composantes $(\sigma_\Phi - \sigma_{33})$ et τ_Φ sont calculées à partir des résultats de la régression elliptique sur les n points de mesure :

$$\sigma_\Phi - \sigma_{33} = \frac{p_{\Phi,1}}{\frac{1}{2} \cdot S_2^{\{hkl\}}} \quad \text{et} \quad \tau_\Phi = \frac{p_{\Phi,2}}{\frac{1}{2} \cdot S_2^{\{hkl\}}} \tag{I.13}$$

Les résultats de la régression donnent aussi accès aux écarts-types $\Delta(\sigma_\Phi - \sigma_{33})$ et $\Delta\tau_\Phi$ associés aux contraintes $(\sigma_\Phi - \sigma_{33})$ et τ_Φ respectivement. Ces écarts-types sont liés au résidu des moindres carrés de la régression, c'est-à-dire à l'écart au modèle des $sin^2(\Psi)$.

Ces écarts-types contiennent [E2860 2012] :

- Les dispersions statistiques liées à la détermination de la position des pics (c'est-à-dire, en principe, les effets de la statistique de comptage) ;
- Les écarts au modèle liés à l'échantillon (par exemple des effets de texture qu'ils soient élastiques ou plastiques, des effets de gradient, etc.) ;
- Les écarts au modèle liés aux défauts de réglage du goniomètre, tels que le centrage de l'échantillon ou le centrage du faisceau de rayons X.

En revanche ils ne contiennent pas les sources d'incertitude qui ne provoquent pas d'écart au modèle, comme par exemple les incertitudes sur les CER, celles sur les paramètres cristallins non contraint, ou encore les problèmes d'interprétation des diffractogrammes (multiphasage, superposition de pics, etc.).

2.4 Correction des mesures

2.4.1 Effet de l'enlèvement de matière

Dans des conditions classiques de mise en œuvre, le procédé de grenaillage de précontrainte met en compression le composant traité sur quelques centaines de microns. En revanche, la profondeur de pénétration des rayons X (pour un diffractomètre de laboratoire) est de l'ordre de quelques microns. L'enlèvement de matière par voie électrolytique est par conséquent nécessaire pour pouvoir déterminer le profil de contraintes résiduelles dans la profondeur du composant. Un tel enlèvement de matière n'introduit pas de contraintes résiduelles supplémentaires, par contre il génère localement une redistribution des contraintes dont il est nécessaire de tenir compte a posteriori en appliquant une correction appropriée. À l'heure actuelle il n'y a pas encore de méthode fiable qui fasse consensus parmi les auteurs pour la correction des effets de l'enlèvement de matière sur le profil de contraintes résiduelles. Pour autant, des méthodes analytiques et semi-numériques existent.

2.4.1.1 Méthodes analytiques ou semi-numériques

La méthode analytique la plus répandue est celle de Moore et Evans [Moore 1958]. Celle-ci donne des relations analytiques simples pour quantifier la correction à apporter suite à un enlèvement de matière global sur toute la surface d'une plaque plane, d'un cylindre ou d'un tube. C'est d'ailleurs celle recommandée par la norme [NF-15305 2009]. La relation analytique pour le cas de la plaque plane fut modifiée par Castex [Castex 1984] pour l'appliquer au cas d'un enlèvement de matière local, de forme rectangulaire (**Annexe B.1**). Puis elle fut également étendue par [Chaussumier 2000] au cas d'un enlèvement local de forme cylindrique. Ces méthodes sont pratiques, mais sont bien entendu limitées par la géométrie du composant considéré. Dès lors que celle-ci n'est plus simple, les relations analytiques ne sont plus valables.

Pour contourner ce problème, plusieurs méthodes semi-numériques par éléments finis ont vu le jour depuis la fin des années 1980 : l'approche proposée dans [Pedersen 1989] qui permettait de corriger les effets de la redistribution des contraintes, la méthode par matrice de correction [Hornbach 1995] qui a ensuite permis de tenir compte de l'aspect incrémental (enlèvement de matière couche par couche), et cette méthode fut récemment enrichie par [Savaria 2012] qui tient compte de la contrainte moyenne dans chacune des couches (**Annexe B.2**). La comparaison entre les trois méthodes est réalisée par [Levieil 2016] dans le cas d'une éprouvette de fatigue cylindrique lisse : il s'avère que la méthode proposée dans [Savaria 2012], appelée aussi méthode *SBB* dans la littérature, est la plus robuste.

2.4.1.2 Enlèvement de matière global ou local

Si l'approche globale appliquée présente l'avantage de pouvoir post-traiter simplement les résultats d'analyses DRX à partir des relations analytiques développées par Moore et Evans, elle est assez peu répandue [Savaria 2014] : la raison principale est que le protocole est plus difficile et plus long à mettre en place que dans le cas de l'approche locale. Par ailleurs, l'approche locale minimise la redistribution des contraintes résiduelles : par exemple, pour un composant cylindrique, [Belassel 1994] montre que l'effet de la correction est négligeable si l'épaisseur de matière enlevée est inférieure au dixième du diamètre du composant. Enfin, les conclusions d'une étude réalisée par [Coupard 2008] et portant sur les deux approches globale et locale favorisent la seconde. Il s'avère en effet que l'approche locale appliquée à une éprouvette de fatigue lisse donne après correction de Moore et Evans des résultats proches de ceux provenant de la simulation du traitement thermique à l'origine des contraintes résiduelles. En revanche, les résultats provenant de l'approche globale sont plus mitigés, en particulier pour la contrainte circonférentielle.

2.4.2 Effet de la géométrie

Les analyses de contraintes par la technique de DRX supposent classiquement que la surface irradiée est plane ou quasiment plane. Des analyses réalisées par [Prevéy 1991] et portant sur une éprouvette cylindrique tenaient uniquement compte de l'effet d'enlèvement de matière par la méthode analytique de Moore et Evans. Pourtant, lorsque le rayon de courbure est faible, des erreurs systématiques apparaissent dues au décentrement de l'échantillon et au défaut d'alignement du faisceau. Plusieurs auteurs se sont particulièrement intéressés aux effets d'une seule courbure [Doig 1978a, Doig 1978b, Francois 1995, Dionnet 1999] et d'une double courbure [Dionnet 1996] sur les résultats d'analyses de contraintes. Plus récemment [Berruti 2003] s'est intéressé aux effets du masquage d'un échantillon de forme courbe.

De manière générale, il faut d'abord s'assurer expérimentalement que la zone d'analyse soit accessible aux rayons X (pas d'encombrement ou de zones d'ombres). Le cas échéant, dans le cas d'une géométrie qui conserve une symétrie de révolution, des règles de bonnes pratiques sont données dans [Francois 1995]. Pour que les erreurs commises lors des mesures soient inférieures à 10%, le diamètre du faisceau incident doit être :

- Inférieur au quart du rayon de courbure de la pièce pour une mesure dans la direction de courbure maximale ;
- Inférieur au demi rayon de courbure si la mesure se fait dans la direction de courbure nulle.

Si ces recommandations ne sont pas suivies, le résultat des travaux de François et Dionnet [Dionnet 1999] montre qu'il est tout de même possible de déterminer analytiquement une valeur de contrainte qui tienne compte des effets de non planéité. Cette approche découle de la résolution d'un calcul algébrique reliant les caractéristiques angulaires du faisceau incident, son intensité et les dimensions de la surface analysée. Ainsi pour une intensité supposée constante dans le volume sonde, les contraintes vraies (c'est-à-dire corrigées) dans les directions axiale et circonférentielle sont données respectivement par :

$$\begin{cases} \sigma^V_{axi} &= \sigma^M_{axi} + f(\Delta\mu) \cdot \sigma^V_{axi} \\ \sigma^V_{circ} &= \dfrac{1}{g(\Delta\mu)} \cdot \sigma^M_{circ} \end{cases} \tag{I.14}$$

Où les contraintes σ^M correspondent aux contraintes mesurées, tandis que f et g sont deux fonctions de l'ouverture angulaire du faisceau $\Delta\mu$ (exprimée en degrés) :

$$\begin{cases} f(\Delta\mu) &= \dfrac{2\Delta\mu - sin(2\Delta\mu)}{4\Delta\mu} \\ g(\Delta\mu) &= \dfrac{sin(2\Delta\mu)}{2\Delta\mu} \end{cases} \qquad \text{avec :} \quad \Delta\mu = \frac{180}{\pi} \cdot arcsin\left(\frac{L}{2\pi R}\right) \tag{I.15}$$

Et où L et R représentent respectivement la longueur de la surface analysée dans la direction circonférentielle et le rayon de courbure. Lorsque ce dernier est fixé, la correction à apporter aux contraintes mesurées par DRX va uniquement dépendre de la longueur de la surface irradiée dans la direction circonférentielle. Naturellement, plus cette dernière va décroître et plus la correction sera faible. C'est pourquoi lors des analyses la surface irradiée est classiquement délimitée par un adhésif de masquage.

Chapitre I – Section 3

Prédiction des contraintes résiduelles de grenaillage

3.1 Méthodes analytiques sur massif semi-infini

Outre les moyens expérimentaux classiques, un moyen d'estimer l'état de contraintes dans une pièce grenaillée consiste à le calculer par des méthodes analytiques. Lorsque la vitesse moyenne d'impact des billes est connue, deux méthodes permettent de déterminer analytiquement le profil de contraintes résiduelles dans un massif semi-infini. La première est la plus répandue et la plus connue : l'analyse élastoplastique simplifiée sous chargement cyclique. La seconde est l'analyse dimensionnelle.

3.1.1 Analyse élastoplastique simplifiée

L'approche initialement développée par J. Zarka [Zarka 1976] puis approfondie par G. Inglebert [Inglebert 1984] a pris une importance considérable, au point d'aboutir au développement du logiciel PEENSTRESS pour la société MIC [Le Guernic 1996] et à celui du logiciel PEENTURB pour le groupe SAFRAN par le laboratoire MSMP (anciennement MecaSurf). Par ailleurs, comme l'illustre le **Tableau I.1**, elle a également été appliquée et développée au cours de plusieurs travaux de recherche réalisés au MSMP et portant sur les traitements superficiels, et sur le grenaillage en particulier. La méthode élastoplastique simplifiée est entièrement décrite dans [Zarka 1990]. Le formalisme développé par Khabou dans [Khabou 1989] est détaillé en **Annexe C**.

1986	Développement du modèle de façon purement analytique [Guechichi 1986]
1987	Application au calcul de l'évolution de la limite d'élasticité dans l'épaisseur de la couche grenaillée [Desvignes 1987]
1989	Amélioration du modèle en donnant une description plus fine de l'écrouissage et de la loi de comportement plastique [Khabou 1989], et utilisation d'un chargement symétrique équivalent [Cao 1989]
1994	Amélioration du modèle en tenant compte du taux de recouvrement et de l'angle d'incidence [Fathallah 1994]
1990 à 2011	Application du modèle au martelage [Hamdane 1990] et au grenaillage [Lillamand 1998, Renaud 2011]

Tableau I.1 – Historique de plusieurs travaux réalisés au laboratoire MSMP et portant sur la méthode élastoplastique simplifiée

Initialement, les matériaux étudiés étaient des aciers ferritiques pour lesquels l'hypothèse d'écrouissage cinématique linéaire donnait des résultats cohérents avec les résultats obtenus par diffraction des rayons X. L'extension de la modélisation à d'autres matériaux (des alliages de titane, des alliages à base nickel ou aluminium, des aciers austénitiques, etc.) requiert une loi à plusieurs mécanismes permettant de décrire leur mode d'écrouissage complexe. Ceci peut constituer une limite à la mise en application de la modélisation.

3.1.2 Analyse dimensionnelle

L'analyse dimensionnelle a permis dans plusieurs cas de retrouver les lois physiques qui gouvernent certains phénomènes lorsque la résolution théorique est complexe. Appliquée au grenaillage de précontrainte, elle permet de déterminer un profil de contraintes résiduelles à partir de plusieurs grandeurs caractéristiques (contrainte en surface, maximum de compression, etc.). Le calcul de chacune de ces grandeurs se fait en trois étapes :

- La première étape de la démarche consiste à faire l'inventaire des variables indépendantes qui influencent le problème : dans le cas du grenaillage de précontrainte il s'agit de paramètres procédé et/ou matériau.
- À partir du théorème II de Vaschy-Buckingam, la deuxième étape permet de définir des constantes adimensionnées et d'en déduire des relations analytiques simples avec les grandeurs caractéristiques du profil de contraintes résiduelles.
- Enfin la troisième étape correspond à la formulation exacte des grandeurs caractéristiques. Il s'agit de l'étape de calibration de la méthodologie à partir de mesures expérimentales.

La méthode de résolution du problème n'est pas unique : par exemple Al-Hassani dans [Al-Hassani 1981] lie les contraintes résiduelles aux paramètres procédé (vitesse et pression de contact), tandis que dans [Guagliano 1999] les contraintes sont expérimées en fonction des paramètres liés à la grenaille et au matériau grenaillé. Dans le cadre de travaux réalisés au laboratoire LASMIS, la méthode est calibrée à partir de mesures expérimentales sur des nuances d'acier et d'aluminium [Ould Mohamed Mahmoud 2007, Cochennec 2009]. Appliquée à plusieurs jeux de paramètres procédé, l'analyse dimensionnelle donne des résultats en accord avec les profils de contraintes expérimentaux obtenus par diffraction des rayons X sur des pièces massives traitées par grenaillage ultra sonore [Gallitelli 2012].

3.2 Simulation du procédé de grenaillage

Les méthodes analytiques précédentes sont valables pour des géométries simples où l'hypothèse de massif semi-infini s'applique et où le traitement est supposé homogène sur toute la surface du composant. L'avantage considérable de la simulation numérique du grenaillage est de pouvoir tenir compte des multiples paramètres procédé et matériau : l'angle d'incidence de la grenaille, la géométrie de la pièce grenaillée, le contact avec la pièce, le comportement de la pièce et celui de la grenaille, le mode de déformation, l'échauffement de la matière, etc. De plus les résultats de la simulation permettent notamment d'accéder aux champs de contraintes et de déformations en tout point de la pièce au cours du temps.

Qu'il s'agisse de modèles bidimensionnels ou tridimensionnels, la fiabilité des simulations multi-impacts du grenaillage de précontrainte repose essentiellement sur la description plus ou moins fine des différents aspects du procédé. La prise en compte des différents paramètres est aujourd'hui relativement bien maîtrisée puisque de nombreux travaux ont traité ou traitent encore de ce type d'approche. Un état de l'art complet est d'ailleurs réalisé par [Schulze 2008] et complété par [Zimmermann 2010]. Le **Tableau I.2** synthétise les principaux axes d'étude et donne une liste non exhaustive de références.

Sur la base de ces travaux, il est évident que la mise en données des calculs n'est pas triviale. Outre la nécessité de caractériser finement le comportement matériau des billes et de la pièce, un prérequis important est la connaissance des vitesses d'impact de la grenaille sur la pièce [Cao 1995, Fathallah 1996]. Celle-ci peut-être déterminée expérimentalement via des acquisitions caméra rapide [Lecoffre 1993, Aiba 2014] ou numériquement via la modélisation du jet de grenaille [Kato 2014]. Malgré tout, l'inconvénient majeur des simulations de grenaillage reste le temps de calcul qui peut s'avérer parfois considérable et qui, dans un contexte industriel, rend inapplicable la méthode.

Modélisation de la pièce traitée	Comportement	Effet dynamique : prise en compte du taux de déformation [Baragetti 2000, Meguid 2002, Voyiadjis 2006]
		Effet cyclique : description de l'écrouissage [Rouhaud 2005, Sanjurjo 2014]
		Effet thermique : prise en compte du régime adiabatique pour les forts taux de déformation [Evans 2002, ElTobgy 2004, Rouquette 2009]
	Conditions limites	Effet des conditions de symétrie du modèle [Zimmermann 2008]
	Dimensions	Effets de bords [Meguid 1999, Kim 2011, Kim 2012a]
Modélisation de la grenaille	Comportement	Effet d'une description rigide, élastique ou élastoplastique [Mori 1996, Rouhaud 2002, Kim 2011]
	Dimensions	Effet de la forme de la grenaille [Meguid 1999]
Interaction grenaille / pièce	Contact	Modélisation du contact : directe ou par pénalité [Han 2000, Meguid 2002]
	Angle d'incidence	Effet de l'angle d'impact des billes [Kim 2012b, Youssef 2013, Jebahi 2016]
	Localisation des impacts	Effet de l'ordonnancement, de l'espacement et du recouvrement des impacts [Kobayashi 1998, Meguid 2002, Majzoobi 2005]
Considérations numériques	Régime	Effet du régime de simulation : dynamique ou quasi-statique [Deslaef 2000, Guagliano 2001]
	Amortissement numérique	Effet des réflexions d'ondes élastiques [ElTobgy 2004]

Tableau I.2 – Quelques études relatives à la simulation du procédé de grenaillage

3.3 Méthode de reconstruction des eigenstrains

3.3.1 Principe

Le concept d'eigenstrain défini dans la **Partie I–1.2.2.1** et appliqué au cas du grenaillage de précontrainte permet de formuler des relations analytiques simples entre les distributions de déformations plastiques et de contraintes résiduelles pour des géométries modèles. Il peut aussi être étendu à des géométries complexes afin de reconstruire les distributions de contraintes résiduelles dans l'ensemble d'une structure, en particulier dans les zones où les données expérimentales sont limitées, et où les modélisations classiques du grenaillage (analytiques et numériques) sont inadaptées.

La théorie des eigenstrains fut d'abord introduite par [Eshelby 1957]. Puis le formalisme mathématique développé par [Mura 1982] permit de résoudre le problème direct de la théorie des eigenstrains dans un massif semi-infini, c'est-à-dire de déterminer la distribution des contraintes résiduelles connaissant celle des eigenstrains. Plusieurs approches de type éléments finis (EF) ont ensuite été développées pour la résolution du problème : par exemple celle proposée par Y. Ueda [Ueda 1975, Ueda 1979] et inti-

tulée "Inherent Strain Method" , ou encore celle de M.R. Hill [Hill 1996, Hill 1998] intitulée "Localized Eigenstrain Method". L'application de ces méthodes était alors essentiellement destinée à des structures soudées, et dont la géométrie demeurait suffisamment simple pour permettre la mesure expérimentale des eigenstrains.

Afin de traiter du cas des géométries complexes, A.M. Korsunsky formalisa la **méthode de reconstruction des eigenstrains**. Le cadre théorique général est largement abordé par [Korsunsky 2006]. Il s'agit de résoudre le problème inverse de la théorie des eingestrains : connaissant la distribution des contraintes résiduelles dans un échantillon étalon, il est possible de remonter à celle des eigenstrains. En supposant la distribution des eigenstrains géométriquement indépendante, elle est introduite dans un modèle EF afin de reconstruire les champs d'eigenstrains et/ou de contraintes résiduelles dans l'ensemble d'une structure.

Cette approche est utilisée pour modéliser les effets de plusieurs procédés : le grenaillage conventionnel [Korsunsky 2005, Jun 2010, Musinski 2015], le grenaillage par choc laser [Korsunsky 2006, Achintha 2011], le soudage [Korsunsky 2007b], l'autofrettage des tubes [Korsunsky 2007a], ou encore la fabrication additive par projection laser [Salvati 2017]. Au regard de ces travaux, la méthode de reconstruction des eigenstrains est prometteuse, mais elle est relativement récente. De fait les cas d'applications sont encore trop peu nombreux, et la démarche de validation complète du modèle par comparaison avec des mesures expérimentales de contraintes sur géométries complexes est encore plus rare [Benedetti 2016b].

3.3.2 Introduction des eigenstrains dans un code de calcul éléments finis

La plupart des codes de calcul ne disposent pas des fonctionnalités qui permettent d'introduire directement les eigenstrains dans le modèle EF. La reconstruction des eigenstrains peut par exemple être assurée indirectement à partir de la méthode thermique fictive. Elle consiste à introduire dans le modèle une distribution de température et de coefficients de dilatation thermique appropriés. La méthodologie donnée par [Benedetti 2016b] est la suivante :

- La distribution des contraintes résiduelles est déterminée expérimentalement, par exemple par analyse diffractométrique, dans la profondeur d'une éprouvette étalon de géométrie plane.
- L'ajustement par moindres carrés des points de contraintes expérimentaux donne, après résolution du problème inverse, la distribution des eigenstrains.
- Les eigentrains sont transférées dans un modèle EF de géométrie complexe (celle du composant étudié) en introduisant une distribution de température et des coefficients de dilatation thermique appropriés.
- Le résultat du calcul thermique donne non seulement les champs de déformations mais également les champs de contraintes et de déplacements dans le modèle.

Outre la méthode thermique fictive présentée par [Levers 1998] et dont la formulation peut varier suivant les hypothèses faites pour l'écriture des coefficients de dilatation thermique [Zeng 2002, Yamada 2002, Wang 2006], d'autres méthodes de chargement fictif toutes aussi performantes existent pour modéliser un état de contraintes résiduelles : la méthode des pressions proposée par [Grasty 1996], la méthode par chargement équivalent [VanLuchene 1995], ou encore la méthode d'initialisation des contraintes [Rouhaud 1997, Beghini 2004].

Chapitre I – Section 4

Durée de vie en fatigue et grenaillage de précontrainte

Depuis l'apparition du terme "fatigue" dans le vocabulaire technique au milieu du XIXme siècle, le phénomène a été amplement décrit et étudié. Un historique des développements dans ce domaine est proposé par [Schütz 1996, Schijve 2003]. L'abondance de publications traitant de ce sujet traduit non seulement sa généralisation à l'ensemble des composants mécaniques soumis à un chargement cyclique, mais aussi la quantité importante de paramètres favorisant ou non son apparition. Le lecteur trouvera des détails sur bon nombre de ces facteurs (chargements, paramètres matériaux et environnementaux) dans des ouvrages de référence tels que [Hénaff 2005, Bathias 2013, Forrest 2013].

4.1 Relaxation des contraintes résiduelles

Si le grenaillage de précontrainte est bénéfique pour la tenue en fatigue des composants mécaniques, l'une des raisons évoquée dans la **Partie I–1.1.2** est l'introduction de contraintes résiduelles de compression. Plus généralement, les contraintes résiduelles introduites par les procédés de mise en compression superficiels ne présentent d'intérêt que si elles restent stables en cours de service. Pourtant celles-ci peuvent se relaxer sous l'effet de sollicitations mécaniques et/ou sous l'effet d'échauffement [Masmoudi Khebou 1990]. Tout ce qui est susceptible de modifier les déformations plastiques locales par réarrangement des dislocations va favoriser l'instabilité des contraintes résiduelles. La cinétique et l'ampleur de la relaxation des contraintes dépend essentiellement du niveau de contraintes initial [Radhakrishnan 1976], de leur origine [Barrallier 1993], du niveau de chargement (thermique et/ou mécanique) appliqué, et des propriétés matériau (limite d'élasticité, dureté) [Lieurade 1987, Vohringer 1987].

Les études expérimentales portent essentiellement sur des aciers, des alliages de titane ou de nickel soumis à des chargements thermomécaniques statiques ou cycliques. Plusieurs des résultats de la littérature sont répertoriés par [McClung 2005]. Les constatations expérimentales ainsi que les approches de modélisation seront abordées plus spécifiquement dans la **Partie I–5.3** pour le cas du matériau de l'étude.

4.2 Prise en compte du grenaillage dans les calculs de durée de vie

Deux types d'approches peuvent être distinguées pour la prise en compte des effets du grenaillage dans les calculs de durée de vie en fatigue :

- Une première, phénoménologique, consiste à identifier des relations analytiques entre les paramètres procédés et la tenue en fatigue du composant à partir d'essais expérimentaux. Cette approche est mise en œuvre par [Mahagaonkar 2009] pour deux nuances d'acier. Les résultats de cette étude démontrent une forte dépendance à la valeur prise par quatre paramètres : la pression, la taille de bille, le temps de traitement et la distance de travail. Cette approche est peu répandue car elle nécessite d'identifier de nouvelles relations dès lors que le matériau, la géométrie du composant et le chargement changent.
- Une seconde, plus conventionnelle, consiste à appliquer les méthodes de calculs en fatigue existantes au cas d'échantillons dont l'intégrité de surface est caractérisée expérimentalement avant cyclage. L'intégrité de surface inclue généralement l'état de surface (défauts, rugosité), l'état de contraintes et d'écrouissage.

Cette seconde approche est plus répandue, et le niveau de complexité peut varier suivant la stratégie de modélisation adoptée. Certains auteurs comme [Guagliano 2004] prennent le parti de considérer

que c'est l'état de contraintes résiduelles qui pilote la durée de vie en fatigue et s'affranchissent donc des effets de l'écrouissage et de la microgéométrie. Celui-ci introduit par la méthode d'initialisation des contraintes l'état de contraintes post-grenaillage déterminé expérimentalement, puis observe l'effet de celui-ci sur la propagation d'une fissure dans une éprouvette cylindrique.

D'autres comme [Benedetti 2016a, Gerin 2016] considèrent l'effet de l'écrouissage comme secondaire et traitent uniquement de l'effet des contraintes résiduelles et de la microgéométrie. Benedetti estime l'écrouissage difficilement quantifiable et peu prépondérant sur la tenue en fatigue, tandis que Gerin justifie ce choix d'après les résultats obtenus par [Chomienne 2014] et qui montrent que les deux effets les plus influents en fatigue sont la rugosité et les contraintes résiduelles. Tout deux modélisent les contraintes de grenaillage en les assimilant à une contrainte moyenne superposée au chargement en fatigue, et la rugosité en l'assimilant à un facteur de concentration de contraintes déterminé analytiquement à partir de méthodes décrites par [Li 1992, Curtis 2003] et [Arola 1999] respectivement. Les calculs en fatigue sont ensuite réalisés à partir d'une approche de type distance critique.

D'autres enfin [Fathallah 2004, Bouraoui 2009] s'intéressent aux effets combinés de ces trois facteurs. Les deux auteurs superposent au chargement en fatigue une contrainte moyenne identifiée comme étant la distribution dans la profondeur de l'échantillon des contraintes résiduelles stabilisées, c'est-à-dire après la phase de relaxation mécanique. La rugosité est prise en compte au moyen la méthode EF : les irrégularités de surface sont modélisées avec le profil d'ondulation à partir du paramètre W_t. Enfin l'effet de l'écrouissage, caractérisé à partir des distributions de FWHM, est intégré à la formulation du critère de fatigue multiaxial de Crossland à partir d'une relation proposée par [Deperrois 1991].

Puisque pour chacune de ces études les résultats de la modélisation semblent en accord avec les constatations expérimentales, il est évident que les stratégies de modélisation sont discutables, que ces modèles ne sont pas transposables à tous les cas d'étude, et qu'un pré-requis important est de connaître la sensibilité en fatigue du matériau vis-à-vis des paramètres de l'intégrité de surface.

4.3 Méthode d'analyse en fatigue

4.3.1 Fatigue uniaxiale : construction des courbes de fatigue

Les courbes de fatigue permettant de déterminer le nombre de cycles à rupture en fonction de la température et de la contrainte exercée en fatigue uniaxiale sont généralement déterminées par lissage à partir des points expérimentaux, et sont classiquement les courbes isoprobables à 50% de probabilité de rupture. L'ajustement des points de fatigue expérimentaux peut se faire à partir de plusieurs modèles proposés dans la littérature, décrits pour une bonne partie par [Castillo 2009], et qui se distinguent les uns des autres par leur capacité à retranscrire ou non les différents domaines de fatigue : le domaine de fatigue oligocyclique (ou fatigue LCF), le domaine d'endurance limitée (ou fatigue HCF), et le domaine d'endurance illimitée (ou fatigue VHCF).

En fatigue HCF, les modèles les plus couramment employés sont les modèles de Wöhler, Basquin, et Stromeyer [Chaussumier 2000]. Ces trois modèles sont très régulièrement préférés pour leur simplicité de mise en œuvre couplée à la bonne qualité du lissage réalisé :

- Le modèle de Wöhler rend compte du comportement en fatigue dans le domaine de l'endurance limitée à l'aide d'une droite définie par la relation entre la contrainte alternée σ^{alt} et le nombre de cycles N :

$$log(N) = A \cdot \sigma^{alt} + B \tag{I.16}$$

- Le modèle de Basquin apporte quant à lui une description supplémentaire mais incomplète pour la branche asymptotique en endurance illimitée. Le modèle proposé permet de tenir compte de l'inflexion de la courbe de fatigue vers les grandes durées de vie, sans toutefois décrire la limite d'endurance. La fonction utilisée pour le lissage est de la forme suivante :

$$log(N) = A \cdot log(\sigma^{alt}) + B \tag{I.17}$$

- Enfin le modèle de Stromeyer introduit la description de la limite d'endurance σ_D dans la relation entre contrainte alternée et nombre de cycles :

$$log(N) = A \cdot log(\sigma^{alt} - \sigma_D) + B \tag{I.18}$$

4.3.2 Fatigue multiaxiale HCF : formulation du critère de Crossland

Pour tenir compte des effets du grenaillage dans un calcul prévisionnel en fatigue, il est important de tenir compte de la multiaxialité du champ de contraintes. Cette multixialité peut provenir de la nature du chargement en fatigue, de la géométrie du composant, de l'hétérogénéité du champ de contraintes résiduelles post-grenaillage, ou de la combinaison de ces facteurs. Une large de gamme de critères de fatigue multiaxiaux existent et permettent d'indiquer si la limite de fatigue à N cycles du matériau est atteinte pour une succession d'états de contraintes. Leur formalisme et leur classification est présentée par [Weber 1999].

Parmi l'ensemble des critères de fatigue multiaxiaux, le critère de Crossland [Crossland 1956] est très largement utilisé. Pour [Flavenot 1983], il présente l'avantage sur celui de Sines de donner une bonne corrélation linéaire des résultats expérimentaux. [Chaussumier 2000] le retient car il présente un compromis satisfaisant entre les qualités de prévisions fournies et la simplicité de mise en œuvre. Et [Benedetti 2014], en comparant plusieurs critères multiaxiaux appliqués à un alliage de titane soumis à diverses conditions de sollicitation, constate que seul le critère de Crossland est capable de s'approcher systématiquement des résultats expérimentaux dans un intervalle d'erreur inférieur à 15%. Par conséquent, traiter de la fatigue multiaxiale à partir du critère de Crossland paraît être approprié.

Le critère de fatigue multiaxiale de Crossland, d'abord établi pour l'endurance illimitée, peut (sous réserve de respecter la condition d'un comportement élastique, voire après une phase d'adaptation élasto-plastique) être étendu au domaine d'endurance limitée. La formulation du critère utilisée ici correspond à celle donnée par [Chaussumier 2000] pour un chargement supposé périodique et radial, à savoir :

$$\sigma_{eq}^{alt} = \alpha(N) \cdot P_H^{max} + \beta(N) \tag{I.19}$$

Avec :

$$\begin{cases} \sigma_{eq}^{alt} & : \text{ contrainte alternée équivalente de von Mises} \\ P_H^{max} & : \text{ pression hydrostatique maximale} \\ \alpha(N) \text{ et } \beta(N) & : \text{ deux fonctions caractéristiques du matériau à identifier} \end{cases}$$

La relation **(I.19)** peut très bien s'exprimer en fonction des invariants du déviateur et du tenseur des contraintes :

$$\sqrt{3J_2^{alt}} = \alpha(N) \cdot \frac{1}{3} \cdot \max_t \left(I_1\left(\underline{\underline{\sigma}}(t)\right)\right) + \beta(N) \tag{I.20}$$

Avec :

$$J_2^{alt} = J_2\left(\underline{\underline{s}}^{alt}\right) = \frac{1}{2} \cdot \left(\underline{\underline{s}}^{alt} : \underline{\underline{s}}^{alt}\right) \tag{I.21}$$

$$I_1\Big(\underline{\underline{\sigma}}(t)\Big) = tr\Big(\underline{\underline{\sigma}}(t)\Big) \tag{I.22}$$

Où $\underline{\underline{s}}^{alt}$ représente la partie alternée du déviateur des contraintes $\underline{\underline{s}}(t)$, et $\underline{\underline{\sigma}}(t)$ le tenseur des contraintes à l'instant t du cycle de chargement.

Puisque les composantes du tenseur des contraintes sont a priori connues lors du cycle de chargement, il faut chercher à exprimer J_2^{alt} en fonction de ces composantes. Le tenseur des contraintes se décompose habituellement de la sorte :

$$s_{ij}(t) = \sigma_{ij}(t) - \frac{1}{3} \cdot \sigma_{kk}(t) \cdot \delta_{ij} \tag{I.23}$$

Quant au deuxième invariant du déviateur des contraintes, il est donné par :

$$J_2\Big(\underline{\underline{s}}(t)\Big) = \frac{1}{2} \sum_{ij} s_{ij}^2(t) \tag{I.24}$$

Par suite, il vient :

$$J_2(t) = \frac{1}{6}\Big(\big(\sigma_{11}(t)-\sigma_{22}(t)\big)^2+\big(\sigma_{22}(t)-\sigma_{33}(t)\big)^2+\big(\sigma_{11}(t)-\sigma_{33}(t)\big)^2+6\big(\sigma_{12}(t)^2+\sigma_{23}(t)^2+\sigma_{13}(t)^2\big)\Big) \tag{I.25}$$

Ainsi la partie alternée de l'invariant du déviateur des contraintes J_2^{alt} est calculée en prenant les parties alternées pour chacune des composantes du tenseur des contraintes. Soit :

$$J_2^{alt} = \frac{1}{6}\Big(\big(\sigma_{11}^{alt} - \sigma_{22}^{alt}\big)^2 + \big(\sigma_{22}^{alt} - \sigma_{33}^{alt}\big)^2 + \big(\sigma_{11}^{alt} - \sigma_{33}^{alt}\big)^2 + 6\big((\sigma_{12}^{alt})^2 + (\sigma_{23}^{alt})^2 + (\sigma_{13}^{alt})^2\big)\Big) \tag{I.26}$$

Où :

$$\sigma_{ij}^{alt} = \frac{\Delta\sigma_{ij}}{2} = \frac{1}{2} \cdot \Big(\max_t\big(\sigma_{ij}(t)\big) - \min_t\big(\sigma_{ij}(t)\big)\Big) \tag{I.27}$$

4.3.3 Identification du critère de Crossland

L'étape d'identification permet de construire, pour une durée de vie cible, la droite limite du critère de Crossland dans l'espace σ_{eq}^{alt}–P_H^{max}. Elle consiste à déterminer l'expression des deux fonctions paramètres $\alpha(N)$ et $\beta(N)$. Pour cela, deux courbes de fatigue à deux rapports de charge sont nécessaires.

Dans le cas d'une d'une sollicitation uniaxiale, et pour une identification réalisée à partir d'essais de traction en particulier, il vient :

$$\underline{\underline{\sigma}}(t) = \begin{bmatrix} \sigma(t) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad ; \quad \sigma_{eq}^{alt} = \sigma^{alt} = \frac{\sigma^{max} - \sigma^{min}}{2} \quad ; \quad P_H^{max} = \frac{\sigma^{max}}{3} = \frac{2}{3} \cdot \frac{\sigma^{alt}}{1 - R_\sigma} \text{ où } R_\sigma = \frac{\sigma^{min}}{\sigma^{max}}$$

Alors l'équation **(I.19)** du critère de Crossland se simplifie et devient :

$$\sigma^{alt}(N) = \frac{3 \cdot (1 - R_\sigma) \cdot \beta(N)}{3 \cdot (1 - R_\sigma) - 2 \cdot \alpha(N)} \tag{I.28}$$

Ainsi, à partir des données des deux courbes de fatigue aux rapports de charges $R_{\sigma 1}$ et $R_{\sigma 2}$, pour des niveaux de contraintes respectifs notés $\sigma_1^{alt}(N)$ et $\sigma_2^{alt}(N)$, les fonctions paramètres $\alpha(N)$ et $\beta(N)$ sont données par :

$$\alpha(N) = \frac{3}{2} \cdot \frac{(1 - R_{\sigma 1}) \cdot (1 - R_{\sigma 2}) \cdot (\sigma_1^{alt}(N) - \sigma_2^{alt}(N))}{(1 - R_{\sigma 2}) \cdot \sigma_1^{alt}(N) - (1 - R_{\sigma 1}) \cdot \sigma_2^{alt}(N)} \tag{I.29}$$

$$\beta(N) = \frac{(R_{\sigma 1} - R_{\sigma 2}) \cdot \sigma_1^{alt}(N) \cdot \sigma_2^{alt}(N)}{(1 - R_{\sigma 2}) \cdot \sigma_1^{alt}(N) - (1 - R_{\sigma 1}) \cdot \sigma_2^{alt}(N)} \tag{I.30}$$

Chapitre I – Section 5

Présentation du matériau de l'étude : l'alliage Inconel 718 DA

5.1 Généralités sur l'alliage

5.1.1 Les superalliages et l'Inconel 718

Les industries de l'aéronautique, de l'aérospatiale et de l'énergie voient des applications pour lesquelles les métaux conventionnels tels que les aciers ne sont plus envisageables. Par exemple, dans le cas d'un moteur d'avion en fonctionnement, l'environnement en températures et en pressions est tel que les composants sont très sévèrement sollicités. Les concepteurs font alors appel aux superalliages réfractaires qui sont caractérisés par la conservation de leurs excellentes propriétés mécaniques à hautes températures. Les différents alliages utilisés dans un turboréacteur sont donnés à titre d'illustration par [Alexandre 2004]. Les alliages à base nickel polycristallins forgés ou élaborés par la métallurgie des poudres (Waspaloy, Inconel 718, N18, etc.) sont utilisés lorsque la température est comprise entre 450˚C et 700˚C. La désignation Inconel quant à elle est un terme commercial déposé désignant un ensemble d'alliages à base nickel. Elle est d'ailleurs utilisée comme préfixe pour environ vingt-cinq alliages [Le Coz 2012].

L'Inconel 718 noté INCO 718, IN 718, ou bien NC19FeNb dans les normes AFNOR [Mons 1996], a été mis au point dans les années 1960 pour le compte de la société *Huntington Alloys*. Son industrialisation a commencé dans les années 1980 pour faire face aux difficultés d'approvisionnement en Waspaloy (NC20K14) durant la crise du cobalt [Zemzemi 2007].

Une des particularités de cet alliage est sa forte teneur en chrome et en fer (**Tableau I.3**). Le premier élément améliore les propriétés de résistance à l'oxydation ; le second influe sur la cinétique de durcissement des phases et améliore donc les propriétés de soudabilité de l'alliage. L'élément niobium participe au durcissement en solution solide. Le titane et l'aluminium participent également au durcissement par précipitation des phases secondaires.

Nickel	50-55	Carbone	0.08 max
Chrome	17-21	Manganèse	0.35 max
Fer	15-21	Silicium	0.35 max
Niobium	4.75-5.50	Cuivre	0.30 max
Molybdène	2.80-3.30	Phosphore	0.015 max
Titane	0.65-1.15	Sulfure	0.015 max
Aluminium	0.20-0.80	Bore	0.005 max
Cobalt	1.00 max		

Tableau I.3 – Composition chimique de l'Inconel 718 (% en masse) [Zemzemi 2007]

5.1.2 Traitement thermique "Direct Aged"

Le matériau de l'étude est l'alliage Inconel 718 à l'état *Direct Aged* (DA), parfois noté DA718. Les échantillons sont prélevés sur des disques de turbine haute pression du turboréacteur SaM146 produit

par Safran. Ces disques de turbines sont obtenus après élaboration de l'alliage Inconel 718 puis mise en forme par forgeage. Les étapes d'élaboration et de mise en forme sont décrites par [Alexandre 2004]. Les disques Haute Pression (HP) à l'état forgé subissent alors un traitement thermique qui conditionnera les propriétés de l'alliage (précipitation des phases, taille de grain, écrouissage, etc.) [Staron 2011].

La **Figure I.6** présente deux types de traitements thermiques : le traitement standard destiné aux applications les moins critiques, et le traitement DA. Après forgeage, le traitement standard consiste à effectuer un refroidissement lent à l'air suivi d'une remise en solution pendant une heure, tandis que le traitement DA nécessite une trempe à l'eau. Dans les deux cas, le processus se poursuit avec deux revenus successifs.

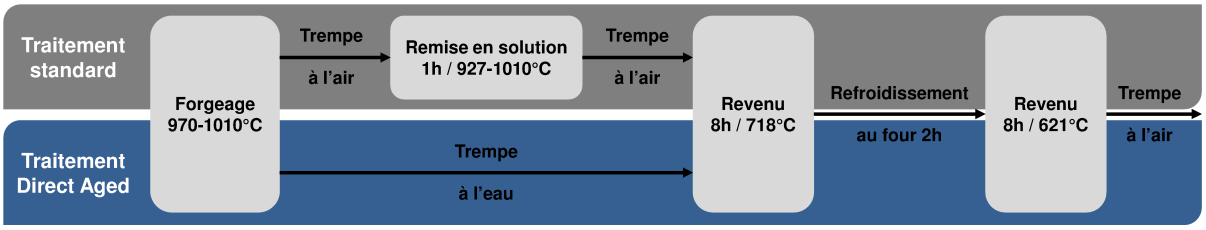
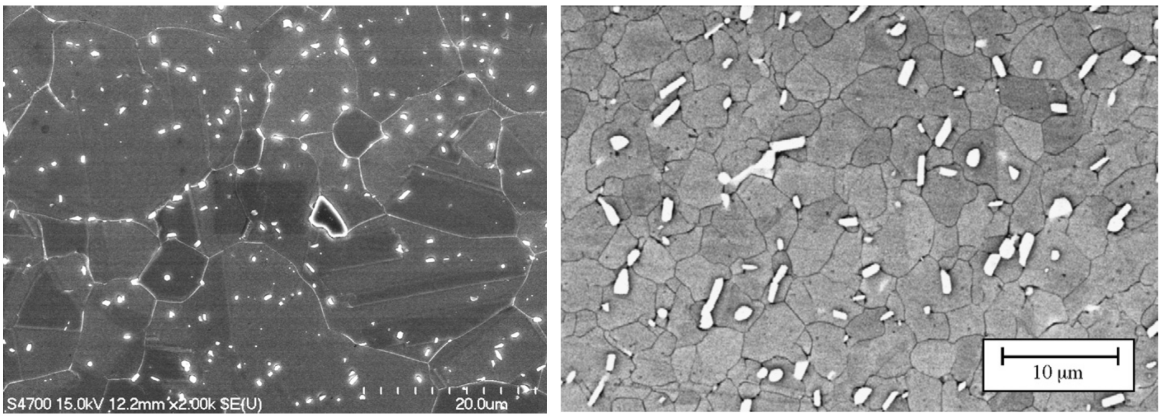


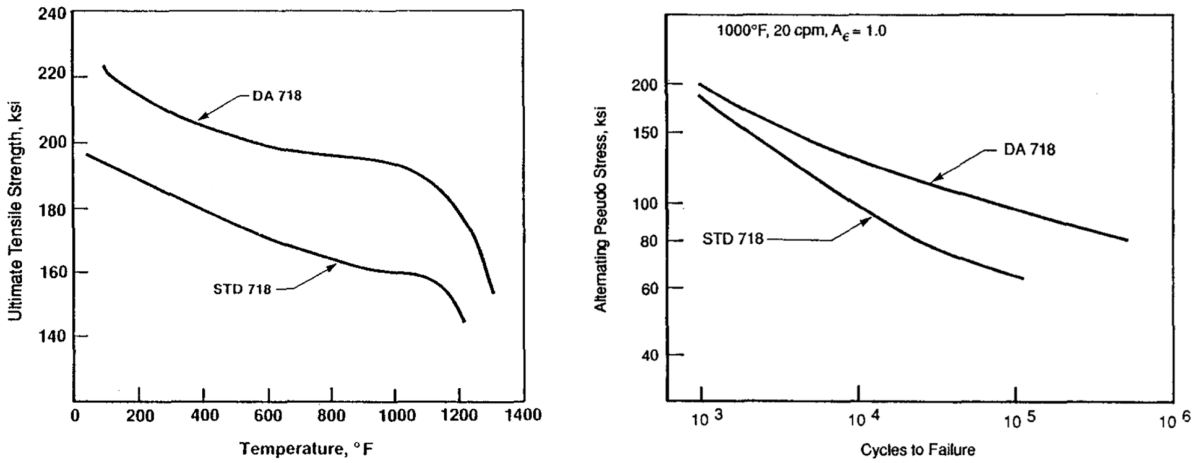
FIGURE I.6 – Aperçu des traitements thermiques pour l'Inconel 718

Lors de l'étape de remise en solution, il y a une recristallisation du matériau accompagnée d'une dissolution de la phase δ. Or c'est la présence de cette phase δ, localisée préférentiellement aux joints de grains, qui permet de contrôler la taille de grains par ancrage mécanique. Par conséquent, pour une même gamme de forgeage, le traitement DA génère une microstructure plus fine que le traitement standard (**Figure I.7**) : la taille de grain est comprise entre 5 et 10 μm pour le traitement DA contre une taille moyenne de 25 μm pour le traitement standard. Comme le montre [Krueger 1989], le traitement DA permet : de conserver l'écrouissage résiduel issu des étapes de forgeage, ce qui améliore la résistance à la traction du matériau (**Figure I.8a**) ; de réduire la taille de grains, ce qui conduit à une amélioration des propriétés en fatigue (**Figure I.8b**).



(a) Traitement standard [Kuo 2009] (b) Traitement DA [Cihak 2006]

FIGURE I.7 – Influence du traitement thermique sur la microstructure de l'alliage Inconel 718



(a) Résistance à la traction

(b) Tenue en fatigue

FIGURE I.8 – Influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques de l'alliage Inconel 718 [Krueger 1989]

5.2 Les phases cristallographiques

5.2.1 Avant-propos

L'alliage Inconel 718 DA est un matériau multiphasé constitué d'une matrice γ, de plusieurs phases secondaires (phases γ', γ" et δ) et de particules exogènes (carbures et nitrures). Certains auteurs discutent de la présence de phases secondaires supplémentaires pour les superalliages base nickel, et parfois même pour l'alliage Inconel 718 [Mons 1996]. Néanmoins elles ne sont pas observées pour l'alliage traité DA. Ces phases sont identifiées et étudiées par [Ter-Ovanessian 2011] :

- La phase η de formule chimique Ni_3Ti peut apparaître lors du survieillissement dans des alliages où le ratio Ti/Al est élevé. Si cette phase peut se former pour l'alliage Inconel 725 par exemple, elle n'est pas présente dans les alliages Inconel 718.
- Les phases αCr et σ sont de composition chimique variable, la première est riche en chrome, la seconde est identifiée par $(Cr, Mo)_x$ $(Ni, Co)_y$ avec x et y variant entre 1 et 7. Ces deux phases apparaissent lors de fortes ségrégations pendant la solidification ou bien lorsque les vieillissements sont de longues durées. Par conséquent, une bonne homogénéisation et un vieillissement approprié permettent de limiter la présence de ces phases. Voilà pourquoi elles ne sont pas présentes dans l'alliage Inconel 718 DA.
- La phase de Laves, de formule générale $(Cr, Fe, Ni)_2$ (Si, Ti, Nb, Mo) peut apparaître lors de la solidification ou lors d'un vieillissement prolongé. Elle est parfois rencontrée dans les alliages Inconel 718 [Alexandre 2004], mais elle n'est pas recherchée car elle abaisse leurs propriétés mécaniques. Cependant en maîtrisant les procédés d'élaboration et d'homogénéisation, il est possible de limiter son apparition. C'est la raison pour laquelle elle n'est pas observée par la plupart des auteurs.

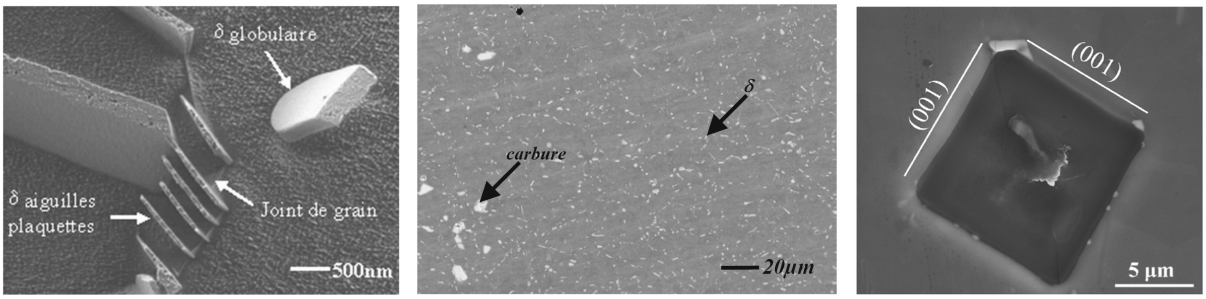
5.2.2 Composition chimique et caractéristiques

Une quantité importante de travaux portant sur les alliages Inconel 718 traitent dans le détail de la composition et des caractéristiques des phases cristallographiques [Krueger 1989, Gourbesville 2000, Pollock 2006], des mécanismes et des cinétiques de précipitation [Mitchell 2001, Devaux 2008, Pautrat 2013], ou encore de l'effet des traitements thermiques [Slama 2000, Kuo 2009, Chamanfar 2013]. Pour ce qui concerne plus spécifiquement l'alliage traité DA :

- La matrice γ est une solution solide de fer et de chrome dans le nickel. Les grains sont de forme équiaxe et leur taille peut varier entre 5 et 10 μm.
- La phase γ' de formule Ni_3(Al, Ti) est une phase durcissante, mais sa contribution au durcissement structural global n'excède pas 10-20%. Elle est stable et cohérente avec la matrice, et se présente sous forme de précipités globulaires nanométriques (diamètre compris entre 10 et 40 nm), mais en faible quantité (la fraction volumique vaut environ 4%) car l'alliage n'est pas riche en aluminium et en titane.
- La phase γ" est la principale phase durcissante de l'alliage (80-95%). De composition chimique Ni_3Nb, c'est une phase métastable et semi-cohérente avec la matrice. Elle se présente sous forme de lentilles nanométriques (en moyenne, de diamètre et d'épaisseur d'environ 30 et 10 nm respectivement), pour une fraction volumique d'environ 13%.
- Enfin la phase δ (parfois notée β) est la version stable de la phase γ". Elle est donc de même composition chimique. En revanche elle est non cohérente avec la matrice. Cette phase est recherchée pour sa localisation aux joints de grains qui permet : de limiter la progression des dislocations et de contrôler la taille de grain par ancrage mécanique. Elle peut s'observer sous deux morphologies (**Figure I.9a**) : fine et allongée ou globulaire. Sa plus grande dimension varie entre 1 et 10 μm.

Quant aux particules exogènes intra ou intergranulaires, elles peuvent avoir un effet à la fois néfaste (en favorisant l'amorçage et la propagation des fissures) et bénéfique (en retardant le glissement intergranulaire). Pour l'Inconel 718 DA, ces particules sont :

- Soit des carbures de niobium CNb et dans une moindre mesure de titane CTi. Ils se présentent sous forme de globules de 5 à 15 μm de diamètre (**Figure I.9b**).
- Soit des nitrures de titane TiN. Ils apparaissent majoritairement sous forme rectangulaire. Leur taille est comprise entre 5 et 10 μm (**Figure I.9c**).



(a) Phase δ [Ponnelle 2001] (b) Carbure [Alexandre 2004] (c) Nitrure de titane [Texier 2016]

FIGURE I.9 – Micrographies de l'alliage Inconel 718 DA : observations des particules micrométriques caractéristiques

5.2.3 Structure cristallographique

La structure cristallographique des phases de l'alliage Inconel 718 DA peut être décrite à partir des systèmes de classification internationaux, notamment les groupes d'espace et indices de Pearson. Ils sont donnés pour chacune des phases à partir des fiches JCPDS disponibles dans la base de données PDF–2 de l'*International Center for Diffraction Data* (ICDD), et sont présentés dans le **Tableau I.4**. D'avantage d'informations sur ces structures cristallographiques peuvent être trouvées dans [Hitchcock 1988].

Ces fiches JCPDS donnent aussi des valeurs mesurées ou calculées des paramètres cristallins. Toutefois les valeurs des paramètres de maille sont très sensibles à la composition chimique, à l'historique d'élaboration, et à celui de mise en forme. À titre d'illustration, le **Tableau I.5** dresse le comparatif entre les valeurs extraites des fiches JCPDS et celles mesurées dans l'alliage Inconel 718 à l'état standard par [Pautrat 2013] à température et pression ambiantes. Un écart au niveau des valeurs des paramètres de maille tabulées aura son importance en diffraction des rayons X pour le positionnement des raies théoriques.

Phase	Composition chimique	Structure	Groupe d'espace	Indice de Pearson	Référence JCPDS
γ	Ni	cubique face centrée (type A1)	Fm-3m (225)	cF4	00-900-8476
γ'	Ni_3(Al, Ti)	cubique face centrée (type $L1_2$)	Pm-3m (221)	cP4	00-018-0872
γ"	Ni_3Nb	quadratique (type DO_{22})	I4/mmm (139)	tI8	04-003-6607
δ	Ni_3Nb	orthorhombique (type DO_a)	Pmmm (59)	oP8	00-015-0101

Tableau I.4 – Cristallographie des phases de l'Inconel 718 DA

Phase	a (nm)	b (nm)	c (nm)	a (nm)	b (nm)	c (nm)
γ	0.3524	-	-	0.3608	-	-
γ'	0.3581	-	-	0.3592	-	-
γ"	0.3620	-	0.7410	0.3605	-	0.7437
δ	0.5106	0.4251	0.4556	0.5107	0.4220	0.4526

Tableau I.5 – Paramètres de maille des phases de l'Inconel 718 extraits des fiches JCPDS (à gauche) et des résultats de mesures réalisées par [Pautrat 2013] (à droite)

5.3 Comportement mécanique

Une quantité importante de travaux traitent des propriétés de l'alliage Inconel 718, principalement pour des essais de traction monotone, des essais de fluage et de fatigue. La réponse mécanique de l'alliage dépend non seulement de la nature de la sollicitation, mais également de paramètres microstructuraux et environnementaux étudiés par nombre d'auteurs (**Tableau I.6**).

D'une manière générale :

- L'alliage possède de bonnes propriétés en traction sur une large gamme de températures, puis se dégradent au-delà de 650°C. Pour des raisons déjà évoquées dans la **Partie I–5.1.2**, le traitement DA accroît la limite d'élasticité du matériau d'environ 20% par rapport à l'état standard.
- La tenue en fluage est fortement dépendante de la microstructure : une diminution de la taille de grain est néfaste, tandis qu'une augmentation de la teneur en phase δ aux joints de grains est bénéfique.

- Sous sollicitation cyclique, l'alliage Inconel 718 s'adoucit par cisaillement des précipités durcissants de γ'. L'amorçage des fissures de fatigues pour l'alliage traité DA se produit généralement sur des particules subsurfaciques, et préférentiellement sur des carbures de niobium à haute température. Quant au mécanisme de propagation des fissures, il peut s'agir de propagation inter ou trans-granulaire, le premier mode étant favorisé par la fragilisation des joints de grains à haute température.

Traction	Amélioration des propriétés en traction : effets de température [Jacquelin 1983, Fayman 1987, Krueger 1989] et d'environnement [Sadananda 1980, Fournier 2001]	
Fluage	Effets de la taille de grains [Lynch 1994], de la morphologie de la phase δ [Pieraggi 1994], de la teneur en phase δ [Chen 1997, Schafrik 2001, Kuo 2009], du traitement thermique et de l'environnement [Wilson 1973, Dyson 1974, Guédou 1994]	
Fatigue	Matériau	Effets de la microstructure (taille de grains) [Clavel 1980, Pédron 1982, Zerrouki 2000], du prélèvement [Pédron 1982, Ponnelle 2000], de l'usinage [Fordham 1997], des contraintes résiduelles [Doremus 2015], de la plasticité [Clavel 1982, Bhattacharyya 1997], et du traitement thermique [Warren 2006]
	Chargement	Effets la vitesse de déformation [Schlesinger 2017], de la fréquence [Osinkolu 2003], du temps de maintien [Fessler 2017], et de la multiaxialité [Selva 2015]
	Environnement	Effets de l'oxydation [Andrieu 1992, Gao 1994, Molins 1997, Connolley 2003] et de la température [Fournier 1977, Pédron 1982]

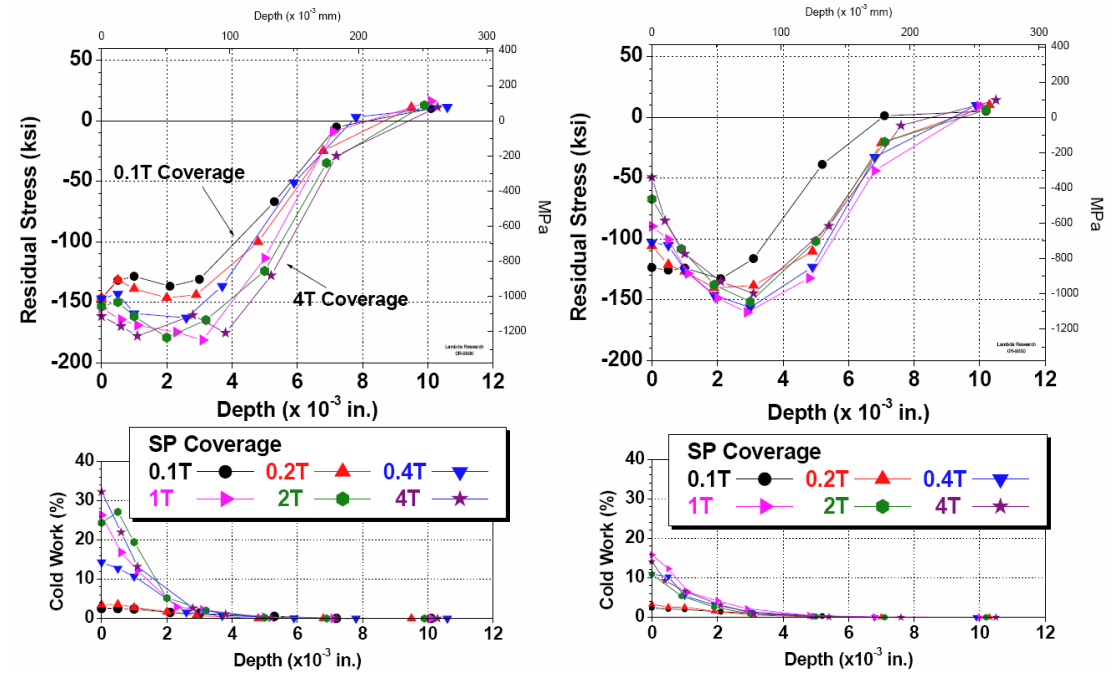
Tableau I.6 – Quelques études relatives au comportement mécanique de l'alliage Inconel 718

D'autres études s'intéressent plus particulièrement au comportement mécanique de l'alliage Inconel 718 après grenaillage. Les travaux de [Cammett 2005] par exemple traitent des effets du taux de recouvrement sur la relaxation thermique (**Figure I.10**). Les résultats d'analyses diffractométriques montrent que les effets du recouvrement sur les profils de contraintes sont identiques à ceux décrits dans la **Partie I–1.1.3.4** : une augmentation du taux de recouvrement se traduit par une augmentation de la profondeur affectée, une augmentation du maximum de compression, et un déplacement de celui-ci vers l'intérieur de la pièce. Lorsque les échantillons grenaillés sont maintenus à 525°C pendant 10 heures, l'ampleur de la relaxation thermique est directement liée au taux d'écrouissage dans le matériau puisqu'elle a lieu principalement en proche surface et de façon plus marquée pour les forts taux de recouvrement.

Une étude de la relaxation thermique à plus haute température est réalisée par [Cai 2006] à 700°C et 740°C. La relaxation des contraintes au cours du temps est caractérisée par diffraction des rayons X à la surface de l'échantillon, et les résultats servent à calibrer un modèle de relaxation analytique de type Zener–Wert–Avrami. Si dans [Prevéy 2000, Cammett 2005] l'ampleur du phénomène de relaxation dans l'épaisseur est attribuée à l'état d'écrouissage du matériau, Cai et al. quant à eux relient la cinétique de relaxation en surface à la précipitation de la phase γ" lors du vieillissement.

Les contraintes résiduelles de grenaillage peuvent également se relaxer en fatigue mécanique. Cette relaxation mécanique est principalement sensible à l'amplitude de contraintes et au nombre de cycles appliqués. Le phénomène est décrit et modélisé pour plusieurs alliages bases nickel. Les modèles de relaxation sont pour beaucoup définis à partir d'une loi puissance ou d'une fonction logarithmique du

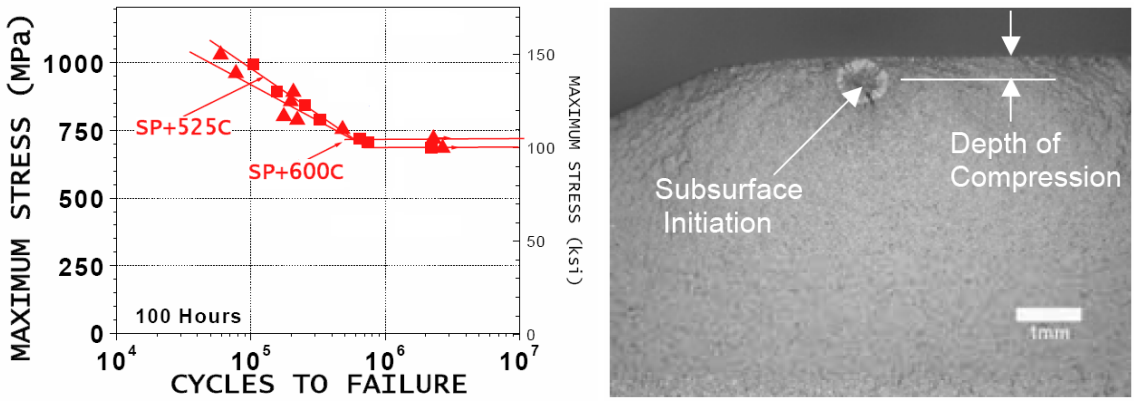
nombre de cycles. Plusieurs de ces modèles destinés à des chargements d'amplitude constante sont présentés par [Buchanan 2007].



(a) Avant relaxation thermique (b) Après relaxation thermique

FIGURE I.10 – Effets du recouvrement sur les distributions des contraintes résiduelles et des taux d'écrouissage, avant et après relaxation thermique [Cammett 2005]

Enfin Cammett et al. [Cammett 2005] étudient la tenue en fatigue HCF de l'alliage Inconel 718 à température ambiante (**Figure I.11**) : les échantillons grenaillés puis relaxés thermiquement sont ensuite soumis à de la flexion quatre points (rapport de charge 0.1). Les limites d'endurance sont améliorées par rapport au matériau non traité où σ_D vaut 550 MPa à 10^7 cycles. De plus l'analyse des fractographies montre une localisation de l'amorçage en sous-surface à une profondeur proche de la profondeur mise en compression par le grenaillage.



(a) Résultats des essais de fatigue (b) Fractographie

FIGURE I.11 – Effets du grenaillage sur le comportement HCF de l'alliage Inconel 718 [Cammett 2005]

Chapitre I – Section 6

Conclusions sur l'état de l'art et la démarche suivie

6.1 Conclusions

L'étude bibliographique a d'abord mis en évidence la simplicité et la modularité du procédé de grenaillage pour traiter tout type de composants mécaniques et ainsi améliorer leur tenue en fatigue. La technologie à air comprimé en particulier permet de pré-contraindre des géométries complexes et difficilement accessibles à partir d'autres traitements de surface. En revanche chaque nouvelle application nécessite en amont un travail d'optimisation du traitement pour répondre à des exigences d'état de surface et de contraintes résiduelles notamment. Ce travail industriel passe par un contrôle strict du procédé en termes d'intensité Almen, de grenaille et de recouvrement. Si en théorie ces opérations de contrôle permettent de figer les paramètres procédé, en pratique elles doivent être utilisées avec précaution car elles n'assurent pas systématiquement la répétabilité et l'homogénéité des résultantes du procédé (distribution des contraintes, de l'écrouissage, ou rugosité).

Cette première partie a également permis de mettre en avant l'origine des contraintes résiduelles de grenaillage, à savoir l'incompatibilité des déformations plastiques provenant des hétérogénéités de déformations entre le matériau de base non traité et la surface grenaillée qui tente de se dilater. Pour une pièce se rapprochant d'une géométrie modèle (du type massif semi-infini, plaque infinie d'épaisseur H ou cylindre infiniment long), la résolution du problème direct de la théorie des eigenstrains donne d'ailleurs des relations simples entre déformations plastiques et contraintes résiduelles de grenaillage.

Plusieurs méthodes expérimentales existent pour déterminer la distribution des contraintes résiduelles dans l'épaisseur d'une pièce, mais la technique de diffraction des rayons X est ici la plus appropriée. Moyennant une bonne connaissance du matériau analysé ainsi qu'une bonne maîtrise du matériel diffractométrique, du traitement des données de diffraction, et des corrections à apporter aux contraintes, alors la fiabilité des résultats fournis après analyse est excellente.

Afin de prédire l'état de contraintes dans un composant grenaillé, la méthode de reconstruction des eigenstrains est une méthode prometteuse. À l'instar des méthodes analytiques (analyse élastoplastique simplifiée et analyse dimensionnelle), il s'agit d'une méthode simplifiée qui limite les temps de calculs. Par ailleurs le spectre des applications est élargi puisqu'elle permet de modéliser des champs de contraintes sur géométries complexes. Enfin elle engage des moyens réduits par rapport aux outils de simulations du procédé de grenaillage qui nécessitent de caractériser finement le comportement du matériau de la pièce traitée, de celui de la grenaille ainsi que les vitesses d'impact de la grenaille sur la pièce. Elle requiert seulement la connaissance de la distribution des contraintes dans un échantillon étalon de géométrie simple et traité de façon identique à la pièce étudiée. Si la méthode a déjà été appliquée avec succès pour divers procédés afin de reconstruire les champs de déformations et/ou de contraintes induits, il y a un besoin affiché de validation expérimentale. Or cette opération de validation n'est pas triviale : le cadre usuel des analyses de contraintes par diffraction des rayons X suppose que le volume irradié soit dans un état de contrainte homogène et que la surface soit plane. Pourtant des analyses sur formes courbes sont envisageables à condition d'apporter aux résultats les corrections appropriées. Enfin, ce schéma de résolution permettrait de partir d'un état de contraintes non vierge pour des approches de type fatigue. Sur la base de la reconstruction du champ de contraintes résiduelles dans un composant grenaillé à géométrie complexe, un chaînage complet jusqu'à la prédiction de la durée de vie et de la zone d'amorçage en fatigue HCF serait original compte tenu de ce qui existe dans la littérature.

6.2 Démarche méthodologique

Pour prédire l'impact du grenaillage sur des composants mécaniques industriels à géométrie complexe, une stratégie numérique est mise en place en veillant à ce que les approches développées soient transposables aux outils de calcul des partenaires industriels du projet CONDOR. La modélisation est basée sur la méthode de reconstruction des eigenstrains et a pour vocation d'être appliquée à une large gamme de matériaux métalliques. Le choix est donc fait de réaliser dans un premier temps la démarche de validation de la modélisation sur l'alliage base nickel Inconel 718 DA, puis de proposer un chaînage en fatigue sur un démonstrateur industriel en acier TRIP 780.

Les travaux de l'étude doivent d'abord permettre de caractériser expérimentalement l'effet géométrie complexe sur l'état mécanique induit après grenaillage de précontrainte :

- Le matériau de l'étude est le superalliage Inconel 718 DA présent dans les disques de turbine haute pression du turboréacteur SaM146 produit par le groupe Safran. La matière est d'ailleurs fournie par la société Safran Aircraft Engines. L'intérêt croissant des industries de l'aéronautique pour cet alliage a permis d'acquérir une bonne connaissance de ses propriétés rappelées succinctement dans la synthèse bibliographique.
- Les échantillons usinés pour la campagne expérimentale sont représentatifs des composants grenaillés dans un disque de turbine en termes de formes et de dimensions. Il s'agit de géométries complexes élémentaires (épaisseurs minces, formes convexes et concaves) rencontrées typiquement sur des pièces telles que des pieds de pale, des attaches pale-disque ou des rouets par exemple.
- Les paramètres procédé utilisés lors de l'étude pour le grenaillage à air comprimé sont définis de telle sorte que les spécifications relatives à l'intensité Almen et au recouvrement s'approchent des conditions industrielles.
- Les moyens déployés permettent de caractériser aussi bien les propriétés mécaniques (analyses de contraintes et filiations de dureté), géométriques (mesures de forme), microgéométriques (mesures de rugosité), et microstructurales.

Dans le cadre de l'étude, l'objectif étant de quantifier l'effet d'une géométrie complexe élémentaire sur la redistribution des contraintes, l'uniformité du traitement sur la surface impactée est recherchée pour garantir la reproductibilité des opérations de grenaillage et l'uniformité des champs de déformations plastiques induits. En revanche, chez les industriels, les résultantes du traitement de grenaillage sont généralement non uniformes : principalement en raison de la géométrie du composant, mais aussi en raison de la configuration machine-pièce, ou bien de zones de transitions qui correspondent à des zones où le grenaillage est considéré comme facultatif. C'est pourquoi il est proposé également d'évaluer l'effet de la non uniformité du traitement sur la redistribution des contraintes en étudiant le cas d'un grenaillage partiel et discontinu sur des plaques planes.

Les travaux sont ensuite consacrés à la mise au point d'un outil numérique capable de modéliser les effets du procédé de grenaillage sur géométrie complexe. La contribution principale réside dans la validation de la modélisation avec :

- Une validation de l'implémentation de la méthode de reconstruction des eigenstrains par comparaison des résultats de calculs avec les solutions analytiques disponibles sur quelques géométries simples : plaques minces et barreaux cylindriques.
- Une confrontation de la simulation avec l'expérimentation sur géométries complexes élémentaires : les résultats des analyses de contraintes et des mesures de forme doivent permettre de dire si la modélisation est prédictive ou non. L'objectif est de pouvoir apporter des règles métier vis-à-vis de la géométrie du composant traité pour l'utilisation de l'approche de modélisation.

Par ailleurs, pour que les résultats d'analyses de contraintes par diffraction des rayons X puissent être comparables et comparés aux résultats de simulations sur géométries complexes élémentaires, une réflexion est conduite autour de la correction à apporter aux mesures après enlèvement de matière par polissage électrochimique. L'existence d'une procédure fiable et partagée par l'ensemble des acteurs du domaine fait aujourd'hui défaut au regard de l'étude bibliographique. C'est pourquoi l'effet de la correction des contraintes mesurées sur l'accord avec les résultats de modélisation du grenaillage est étudié à partir des approches analytiques et semi-numériques existantes.

Enfin l'originalité de ces travaux est aussi de pouvoir appliquer l'approche de modélisation du grenaillage sur un démonstrateur industriel à géométrie complexe, en proposant notamment un chaînage d'outils jusqu'au calcul de durée de vie en fatigue HCF. Le post-traitement en fatigue est assuré à partir du critère de Crossland dont la formulation est présentée dans ce chapitre bibliographique. L'identification du critère sur acier TRIP 780 à partir d'essais de fatigue uniaxiaux permet d'aboutir au calcul sur le démonstrateur grenaillé ou non grenaillé, puis à la comparaison avec les données expérimentales fournies par ArcelorMittal.

Chapitre II

Étude expérimentale du grenaillage de l'Inconel 718 DA sur géométries complexes élémentaires

Sommaire

1 Introduction **45**
1.1 Objectifs 45
1.2 Échantillons de l'étude 46

2 Techniques expérimentales **48**
2.1 Grenaillage de précontrainte 48
2.2 Microscopie 51
2.2.1 Préparation des échantillons 51
2.2.2 Équipement en microscopie optique 51
2.2.3 Équipement en microscopie à balayage électronique 51
2.3 Diffraction des rayons X 52
2.3.1 Matériel diffractométrique et conditions de diffraction 52
2.3.2 Conditions spécifiques aux géométries courbes 52
2.3.3 Traitement des données de diffraction 54
2.4 Filiation de dureté 54
2.5 Machine à mesurer tridimensionnelle 54
2.6 Rugosimètre 3D 55

3 Étude du comportement diffractométrique de l'Inconel 718 DA **56**
3.1 Volume sonde et taille des domaines cohérents de diffraction 56
3.2 Analyse du multiphasage 57
3.3 Analyse de la texture cristallographique 59

4 Étude de l'impact du grenaillage sur géométries planes **60**
4.1 Caractérisation de l'état initial avant grenaillage 60
4.1.1 Microstructure 60
4.1.2 Microgéométrie 62
4.1.3 Contraintes résiduelles 62
4.1.4 Influence sur l'état mécanique post-grenaillage 63
4.2 Effet du grenaillage sur la microstructure et la microgéométrie 64
4.3 Influence de l'épaisseur des échantillons grenaillés 65

4.3.1 Analyses de contraintes 65
4.3.2 Caractérisation de l'écrouissage 66
4.3.3 Déformées 70
4.3.4 Discussions 70
4.4 Influence d'une inhomogénéité de traitement 71
4.4.1 Analyses de contraintes 71
4.4.2 Caractérisation de l'écrouissage 72
4.4.3 Déformées 72

5 Étude de l'impact du grenaillage sur géométries courbes 75
5.1 Analyses de contraintes 75
5.2 Discussions 75

6 Conclusions sur l'étude expérimentale 78

CHAPITRE II – SECTION 1

Introduction

1.1 Objectifs

L'étude expérimentale porte sur l'alliage Inconel 718 DA. Les résultats de cette étude doivent principalement permettre d'investiguer quels sont les effets de la géométrie du composant grenaillé sur la redistribution des contraintes résiduelles induites après traitement. Plus tard ils constitueront l'une des bases pour la validation et la compréhension des résultats de modélisation. Pour autant, les analyses ne se limitent pas aux seules contraintes résiduelles et aux déformées. L'intégrité de surface qui inclut également les aspects microstructure et micro-géométrie est aussi un élément essentiel dans le cadre des analyses expérimentales du point de vue de la compréhension, à défaut d'être pris en compte dans les modèles avancés.

En effet une discussion critique autour des résultats d'analyses doit être menée pour comprendre et expliquer les éventuels écarts constatés avec ce qui est obtenu classiquement sur des échantillons massifs et plans proches des conditions massif semi-infini. Or cette analyse critique ne peut être constructive que si la grille de lecture ne s'arrête pas aux seuls effets de la géométrie sur la redistribution des contraintes. Nombre des travaux présentés au chapitre bibliographique précédent font état, et à juste titre, de la multiplicité des paramètres qui jouent un rôle sur l'état de contraintes et les distorsions post-grenaillage. À iso-traitement (intensité Almen et recouvrement fixés) et pour un même lot matière, une synthèse des principaux paramètres est proposée sur la **Figure II.1**. Le but étant de capter l'effet de la géométrie sur la redistribution des contraintes, il faut veiller à contrôler les dispersions qui viendraient interférer dans les analyses. Dans cette perspective, voici quelles sont les actions prévues pour s'en prémunir :

- Effet de la **géométrie** pendant le grenaillage : la conséquence directe est une hétérogénéité de vitesses d'impacts. Cela impose de restreindre la campagne expérimentale à des géométries complexes élémentaires, c'est-à-dire à des géométries non planes et/ou non massives mais pour lesquelles il est envisageable de maîtriser l'uniformité (voire la non uniformité) des résultantes du traitement (vitesses d'impacts et recouvrement).

- Effets **matériau** : les hétérogénéités microstructurales et la variabilité de l'état initial avant grenaillage (en termes de contraintes et d'écrouissage) peuvent détériorer la répétabilité des résultats de mesurage (à iso-géométrie et iso-traitement). Le premier point peut être maîtrisé en fixant une procédure de prélèvement matière (zones et orientations de prélèvement identiques), tandis que pour le second point il est prévu de caractériser l'état initial de quelques échantillons.

- Effet **procédé** : les dispersions procédé et les conditions de bridage des éprouvettes agissent directement sur la reproductibilité du traitement. Les dispersions procédé sont corrélées à la fréquence des opérations de grenaillage : plus elles sont répétées et espacées dans le temps et moins elles sont reproductibles. Au total 3 sessions sont réalisées au cours de l'étude. Quant aux effets de conditions de bridage, ils font l'objet de discussions dans ce chapitre.

- Effet de la **mesure** : cela concerne non seulement les moyens de mesure mais également le traitement des données qui, sans méthodologie de travail robuste et fiable, peuvent fausser les comparaisons. C'est pourquoi une attention toute particulière est portée à ces deux éléments : d'une part en assurant un étalonnage et un réglage correct des équipements, et d'autre part en apportant les corrections appropriées aux résultats de mesures.

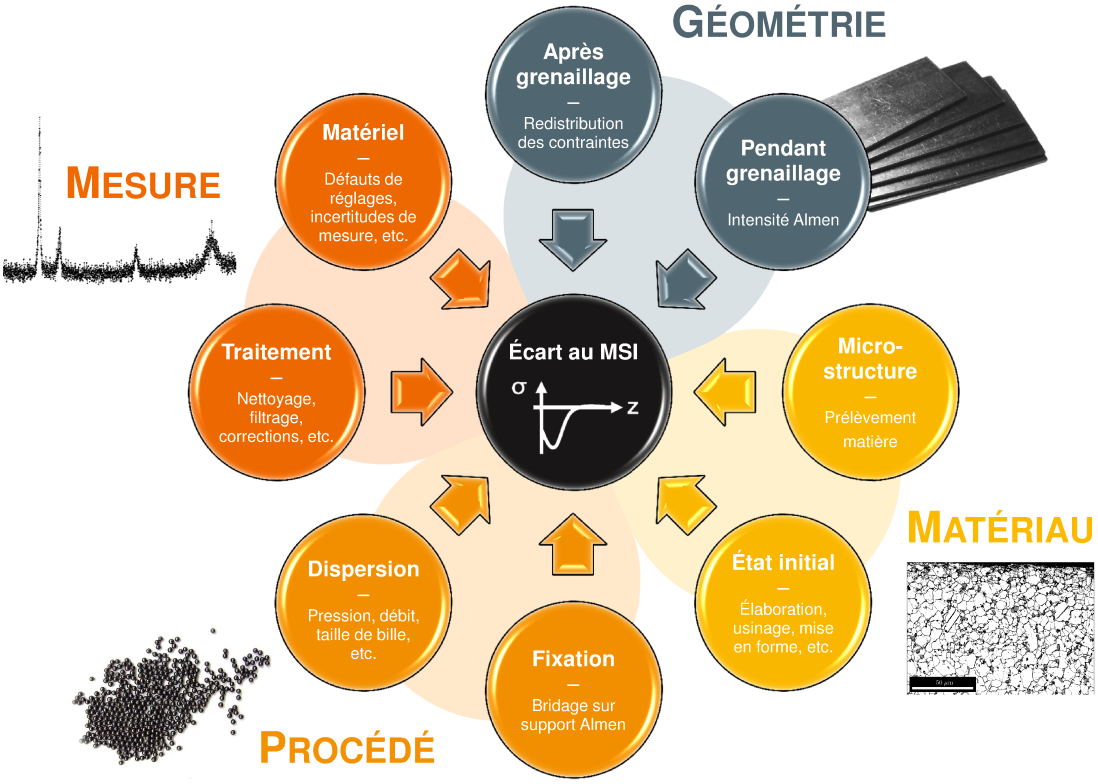


FIGURE II.1 – Paramètres d'influence susceptibles de générer des écarts au massif semi-infini (MSI)

1.2 Échantillons de l'étude

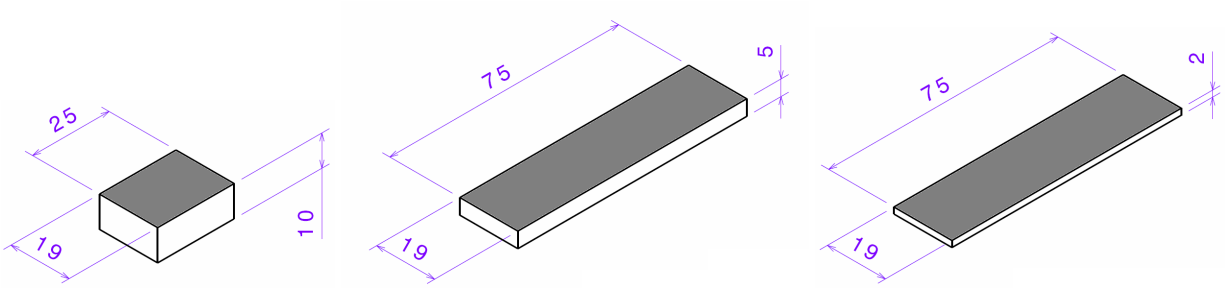
La matière utilisée dans le cadre de l'étude expérimentale provient d'un disque de turbine haute pression du turboréacteur SaM146 produit par le groupe Safran. Le disque est brut de forge et des blocs matière sont prélevés par découpe fil au centre de celui-ci, c'est-à-dire dans la toile [1]. Les propriétés élastiques du superalliage base nickel Inconel 718 DA sont déterminées expérimentalement à partir d'essais de traction réalisés à l'ONERA [Goulmy 2017b] : à température ambiante, le coefficient de Poisson ν est égal à 0.3 tandis que le module d'Young E vaut 222 GPa.

Le choix des géométries d'échantillons usinés est guidé non seulement par les besoins industriels (formes et dimensions des composants grenaillés) mais également par les limitations dues aux techniques d'analyses, ce qui pour l'essentiel concerne les analyses par diffraction des rayons X avec les problématiques d'enlèvement de matière et d'accessibilité du faisceau de rayons X. Trois formes sont retenues pour la campagne expérimentale : plane avec différentes épaisseurs, convexe et concave avec différents diamètres.

Les dimensions caractéristiques des échantillons ainsi que la localisation des surfaces destinées à subir le traitement de grenaillage sont schématisées sur les **Figures II.2** à **II.4**. Au total 61 éprouvettes sont usinées suivant des spécifications identiques à celles rencontrées chez Safran Aircraft Engines (contraintes

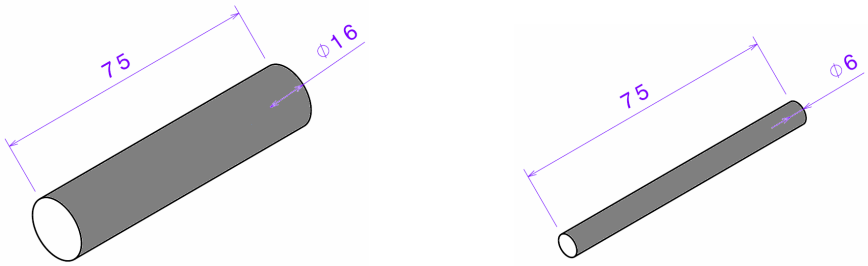
1. Si la zone de prélèvement peut avoir un effet notable sur la microstructure (taille des grains et des précipités durcissants γ' et γ'') et/ou le comportement mécanique de l'alliage, ce point de détail n'est pas abordé puisque la zone de prélèvement est ici figée. En revanche, le lecteur pourra obtenir des informations à ce sujet dans [Goulmy 2017b].

dimensionnelles, marquage et conditionnement). Le prélèvement des éprouvettes est réalisé par découpe fil (ou électroérosion fil, *Electrical Discharge Machining* en anglais), suivi d'une reprise des faces planes par fraisage, et d'une reprise des diamètres par tournage [2].



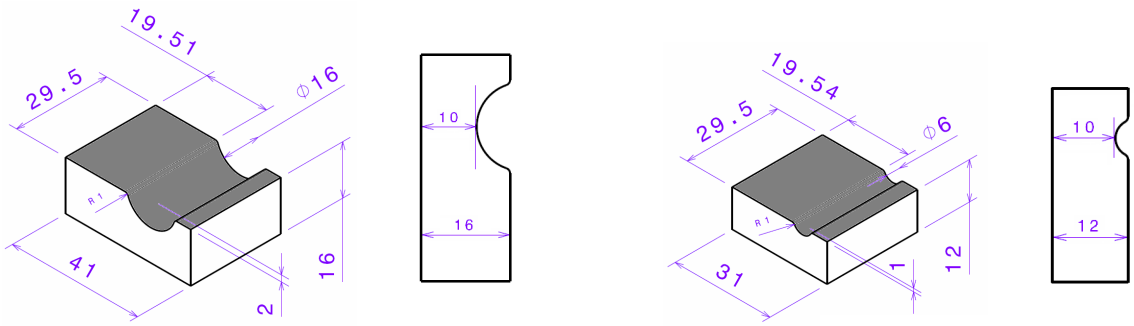
(a) Épaisseur 10 mm (b) Épaisseur 5 mm (c) Épaisseur 2 mm

FIGURE II.2 – Dimensions des éprouvettes plates (en mm) et surfaces grenaillées (en gris)



(a) Diamètre 16 mm (b) Diamètre 6 mm

FIGURE II.3 – Dimensions des éprouvettes cylindriques (en mm) et surfaces grenaillées (en gris)



(a) Diamètre 16 mm : vue isométrique et vue de gauche (b) Diamètre 6 mm : vue isométrique et vue de gauche

FIGURE II.4 – Dimensions des éprouvettes rainurées (en mm) et surfaces grenaillées (en gris)

2. Afin d'atteindre les cotes d'usinage et supprimer la zone affectée thermiquement générée par la découpe fil.

Chapitre II – Section 2

Techniques expérimentales

2.1 Grenaillage de précontrainte

La plateforme de grenaillage de l'IRT M2P est une machine Wheelabrator Sisson Lehmann. Elle est équipée d'un bras robotisé sur lequel se trouvent deux buses. Pour les campagnes de grenaillage, seule une buse est utilisée pour le grenaillage automatique à air comprimé (diamètre 10 mm). La distance de travail entre la sortie de buse et la surface de l'échantillon est fixée à 18 cm, de telle sorte que la taille de spot assurant un recouvrement homogène est comprise entre 4 et 7 cm.

Le traitement de grenaillage sur les échantillons en Inconel 718 DA est effectué avec des billes en acier coulé S130 (58 HRC), de diamètre moyen égal à 315 μm. Les deux conditions de grenaillage de l'étude, notées respectivement G1 et G2, sont définies à partir des paramètres procédé présentés dans le **Tableau II.1**. Lorsqu'un échantillon n'est pas grenaillé, la condition de traitement est notée NG. Le contrôle du recouvrement est déterminé par observation au microscope optique et/ou à l'œil nu sur les échantillons en Inconel 718 DA. Quant au contrôle de l'intensité Almen, il est réalisé sur des éprouvettes de type *A*.

Paramètres procédé	**G1**	**G2**
Intensité Almen cible	F12-13A	F22-23A
Pression air (bars)	1	3
Débit grenaille (kg/min)	7	11
Recouvrement cible (%)	125	200
Nombre de cycles[1]	32	24

Tableau II.1 – Paramètres procédé pour le grenaillage des échantillons en Inconel 718 DA

Dans les documents de référence, il n'est fait nul part mention des conditions de serrage des éprouvettes Almen. Or les observations expérimentales de [Fathallah 1994] et [Kirk 1993] semblent se contredire sur les effets des conditions de fixation des éprouvettes sur la mesure de la flèche Almen. C'est pourquoi, plutôt que d'utiliser une simple clé Allen, et après avoir étudié l'évolution de la flèche Almen pour plusieurs couples de serrage compris entre 2 et 10 Nm, le choix est fait de réaliser la fixation des éprouvettes Almen avec une clé dynamométrique pour une valeur de 2 Nm [2].

La configuration machine/pièce lors du grenaillage est définie en fonction de la géométrie de la pièce traitée :

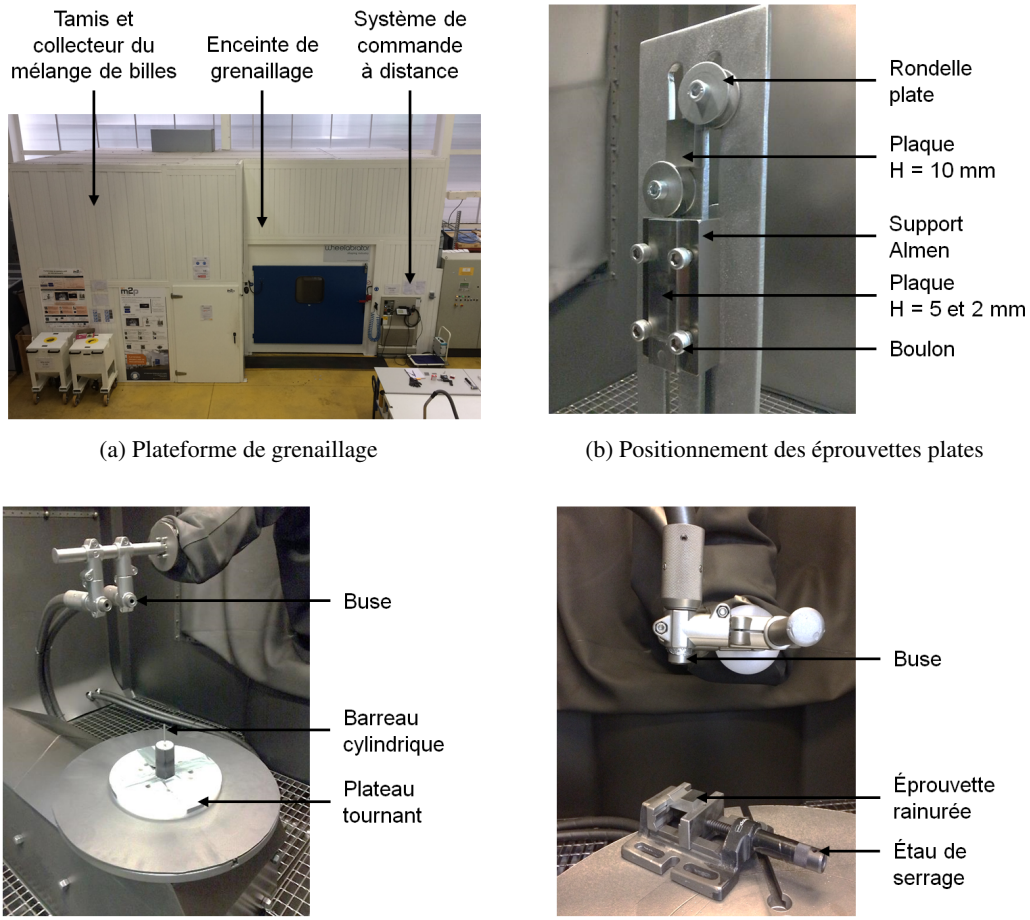
- Les éprouvettes plates d'épaisseur H sont fixées par des vis avec un couple de serrage de 2 Nm (**Figure II.5b**), et grenaillées sur une face. Le trajet de grenaillage est défini dans le sens long de l'éprouvette, et la buse réalise des aller-retours avec une vitesse de 2 m/s. Parce que l'efficacité du traitement peut être affectée par les rebonds des billes si le jet de grenaille est normal à la surface, la buse est légèrement inclinée et fait avec la direction longitudinale de l'éprouvette un angle d'environ 85°.

- Les éprouvettes cylindriques sont positionnées sur une table tournante (**Figure II.5c**), et grenaillées sur toute la surface (exceptées les deux sections situées aux extrémités). Le plateau tour-

1. 1 cycle = 1 aller-retour de la buse devant la pièce à traiter.
2. Au-delà de 2 Nm : pas d'effet remarquable de la valeur prise par le couple de serrage sur la flèche Almen mesurée.

nant est mis en rotation avec une vitesse de 10 tr/min. Le trajet de grenaillage est semblable à celui des plaques planes, excepté qu'une consigne en temps (plutôt qu'en vitesse) est imposée à la buse pour réaliser les aller-retours afin de coïncider avec la rotation du plateau.

- Enfin les éprouvettes rainurées sont bridées à l'aide d'un étau de serrage comme sur la **Figure II.5d**. Elles sont grenaillées avec un angle d'incidence du jet de ± 45° par rapport à la surface traitée en fond de rainure.



(a) Plateforme de grenaillage

(b) Positionnement des éprouvettes plates

(c) Positionnement des éprouvettes cylindriques

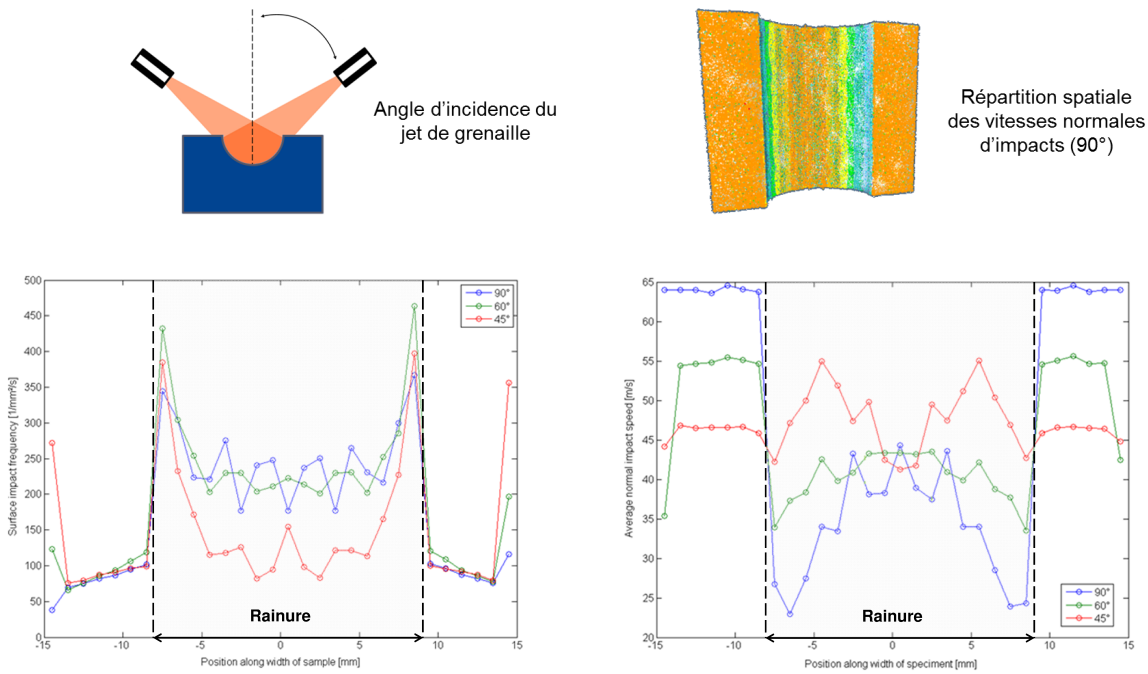
(d) Positionnement des éprouvettes rainurées

FIGURE II.5 – Positionnement et fixation des éprouvettes en Inconel 718 DA lors du grenaillage

Sur ce dernier point, le choix de l'angle d'incidence du jet résulte de travaux de modélisation du jet de grenaille avec un outil développé en interne Safran [Badreddine 2017]. Trois scénarios ont été investigués pour l'incidence du jet : ± 45°, ± 60° et 90°. En simulant un grenaillage G2 avec cinq cycles dans une direction puis cinq cycles dans la direction opposée, le calcul fourni des informations sur le recouvrement, la densité d'impacts, les vitesses normales et les angles d'impacts. Comme l'illustre la **Figure II.6** pour la plaque rainurée de diamètre 16 mm, les distributions de fréquences d'impacts surfaciques et de vitesses normales dans la largeur du composant sont plus homogènes lorsque l'angle d'incidence vaut ± 45°. Sur la base de ces résultats et de ceux obtenus sur la plaque rainurée de diamètre 16 mm, il semble que ce scénario soit le plus approprié pour assurer un traitement uniforme et permettre ultérieurement la validation des résultats de modélisation des contraintes résiduelles.

Enfin le plan d'expériences sur la **Figure II.7** donne la quantité d'éprouvettes traitées ainsi que les conditions de traitement. Au total 24 éprouvettes sont étudiées dans ce travail. De plus, outre les

effets d'épaisseur mince, de convexité et de concavité, celui d'un traitement non uniforme discontinu est investigué : des plaques planes sont grenaillées partiellement en appliquant une double épaisseur d'un adhésif de masquage [3] sur la moitié de la surface traitée.



(a) Fréquences d'impacts surfaciques

(b) Vitesses normales d'impacts

FIGURE II.6 – Modélisation du jet de grenaille sur plaque rainurée de diamètre 16 mm

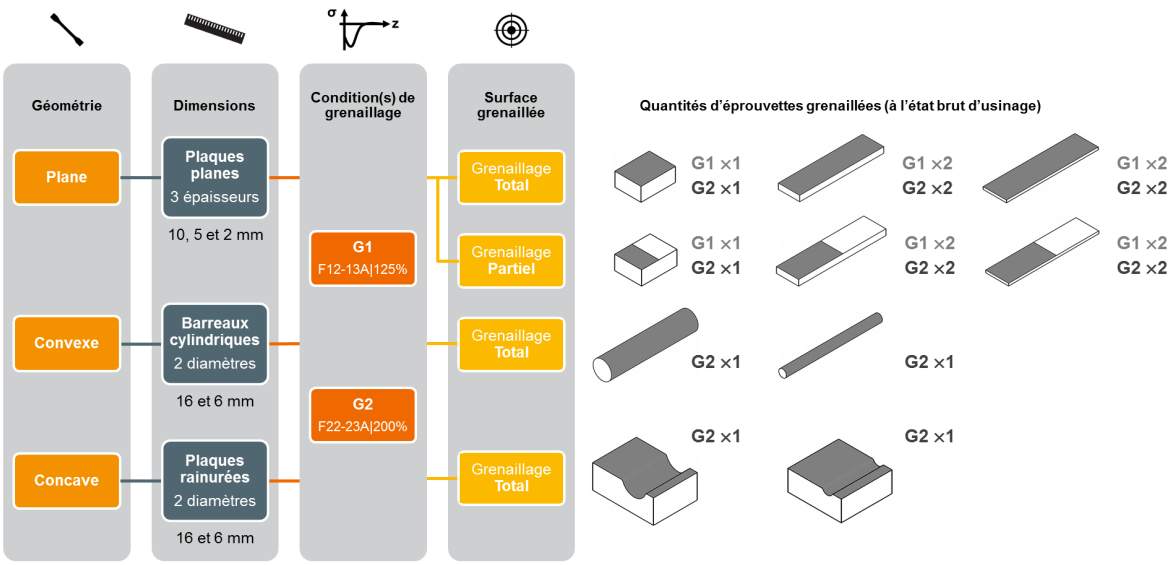


FIGURE II.7 – Plan d'expériences

3. Une étude de faisabilité réalisée sur éprouvettes Almen grenaillées G2 montre qu'une seule couche d'adhésif est suffisante pour empêcher la déformation de la plaque.

2.2 Microscopie

2.2.1 Préparation des échantillons

La préparation des échantillons pour les observations microstructurales est effectuée en réalisant successivement les quatre étapes suivantes :

- Prélèvement des échantillons par découpe à la tronçonneuse métallographique STRUERS Discotom-6 équipée d'un disque abrasif de type S4A25 ;
- Enrobage à chaud avec une presse STRUERS CitoPress-1 et une résine conductrice PolyFast (résine phénolique à charge de carbone) ;
- Polissage mécanique avec une polisseuse automatique BUEHLER Motopol-12 suivant la gamme de polissage décrite dans le **Tableau II.2** ;
- Attaque chimique afin de révéler la microstructure de l'alliage Inconel 718 DA. Soit à partir d'une solution Heppenstall [Vander Voort 1984] (80 mL HCl, 13 mL HF, 7 mL HNO_3) pendant 3 secondes, ou bien à partir d'une solution Kalling (2 g $CuCl_2$, 40 mL HCl, 40 mL éthanol) pendant 2 minutes [Muniramappa 2017].

Étape	Papier /Drap	Catégorie abrasif	Lubrifiant	Temps (min)	Vitesse (Tr/min)	Pression (lbf/in^2)
1	Papier SiC	120/220/500/1200	Eau	2 à 6	200	30
2	Drap STRUERS MD-MOL	Suspension diamantée BUEHLER METADI 3 μm	Diluant L-PS4	6	200	20
3	Drap STRUERS MD-NAP	Suspension diamantée ESCIL 1 μm	Diluant L-PS4	10	200	20

TABLEAU II.2 – Gamme de polissage des échantillons Inconel 718 DA

2.2.2 Équipement en microscopie optique

Les observations sont réalisées au laboratoire MSMP avec un microscope optique Olympus BX41M équipé d'une caméra PixelLink. Les analyses d'images sont réalisées à l'aide du logiciel ImageJ.

2.2.3 Équipement en microscopie à balayage électronique

Le microscope électronique à balayage utilisé au laboratoire MSMP est un JEOL 7001F. La distance de travail échantillon–détecteur choisie est de 10 mm et la tension d'accélération de 15 kV. Ce microscope est notamment équipé d'un spectromètre X par dispersion d'énergie (EDS) permettant des analyses chimiques élémentaires, et d'un système EBSD pour mesurer des cartographies d'orientations et des phases.

2.3 Diffraction des rayons X

2.3.1 Matériel diffractométrique et conditions de diffraction

Les analyses diffractométriques sont réalisées au laboratoire MSMP sur un diffractomètre SEIFERT 3000 PTS en montage θ–2θ, suivant la méthode χ. La famille de plans {311} relative à la matrice γ CFC de l'alliage Inconel 718 DA est sélectionnée lors des analyses. Le paramètre de maille non contraint est donné par [Pautrat 2013] et vaut a_0 = 0.3608 nm. Les paramètres utilisés lors des acquisitions sont synthétisés dans le **Tableau II.3**.

Le choix des conditions de diffraction est conforme aux recommandations spécifiées dans la norme [NF-15305 2009] : l'anode Mn minimise le phénomène de fluorescence X, la famille de plans {311} diffracte pour un angle de Bragg supérieur à 130° (2θ), la puissance de sortie du tube est inférieure au 2/3 de sa puissance maximale, la plage d'acquisition angulaire en 2θ est suffisamment large pour estimer correctement le bruit de fond, et les paramètres restants sont fixés de façon à obtenir un compromis satisfaisant entre un temps d'acquisition réduit et une bonne qualité des pics de diffraction (au sens de la norme).

Équipement	Appareil	SEIFERT 3000 PTS
	Tension (kV)	30
	Intensité (mA)	20
	Montage goniomètre	χ
	Détecteur	PSD
	Anode / Filtre K_β	Mn / Cr
	$\lambda_{K\alpha}$ (nm)	0.210
Diffraction	Famille de plans	{311}
	2θ (°) (pas °)	de 140 à 162 (0.1)
	Ψ (°)	{-55.24 ; +50.77 ; -37.76 ; +33.21 ; -15.89 ; 0.00 ; +22.79 ; -28.32 ; +42.13 ; -46.43 ; +60.00}
	Φ (°)	{0 ; 90}
	Nombre de scans	10
	Temps de comptage (s)	100

Tableau II.3 – Paramètres d'acquisitions pour les analyses par diffraction des rayons X

Pour des analyses par diffraction des rayons X dans la profondeur d'échantillons plans, les enlèvements de matière successifs sont effectués localement par polissage électrolytique. L'équipement utilisé est un Struers MoviPol–2, et l'électrolyte est une solution A2. Le contrôle de l'épaisseur de matière retirée est réalisé à l'aide d'un comparateur électronique Mahr MarCator 1086, avec : une résolution de 1 μm, une incertitude de mesure de ± 3 μm. Lors des analyses diffractométriques, la taille de la surface irradiée est contrôlée en masquant les échantillons avec un adhésif opaque aux rayons X. Généralement la zone irradiée est de forme circulaire avec un diamètre compris entre 3 et 4 mm.

2.3.2 Conditions spécifiques aux géométries courbes

Les analyses sur des surfaces non planes demandent de prendre quelques précautions d'usage vis-à-vis de la préparation des échantillons et des paramètres d'acquisitions :

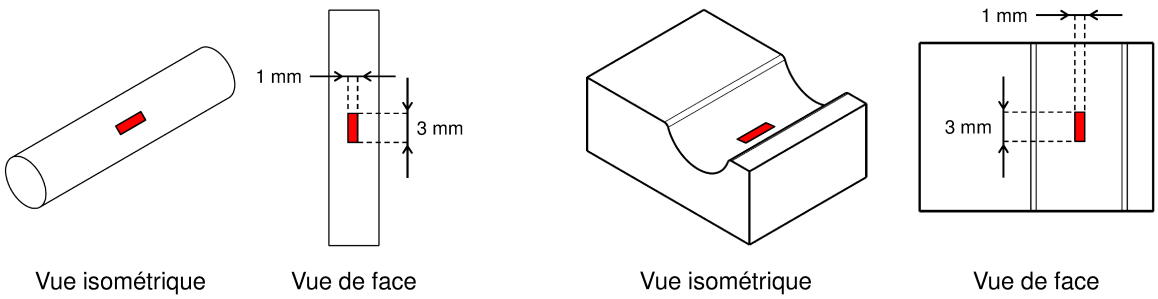
- **Enlèvements de matière** :
  Ils sont réalisés par polissage électrochimique à partir d'un stylet élaboré en interne au laboratoire MSMP. Le stylet comporte à son extrémité un coton capable d'attaquer les surfaces courbes, et imbibé d'une solution électrolytique contenant : 2.5 g de chlorure d'ammonium, 6 cm^3 de glycérine et 115 cm^3 d'eau. Des analyses de forme au rugosimètre 3D montrent que l'empreinte laissée par l'attaque électrochimique est nette, régulière et comparable à ce qui est obtenu classiquement sur des surfaces planes via le stylet du constructeur.

- **Conditions de diffraction** :
  — Accessibilité du faisceau : la concavité des éprouvettes rainurées crée des zones d'ombre et de la perte de signal pour les grands angles ψ (-55.24 et +60.00°). Dans ce cas particulier, le nombre d'angles ψ est réduit à 9, ce qui permet tout de même de respecter la norme [NF-15305 2009] qui recommande au moins 4 à 5 mesurages dans une plage de valeurs de $\sin^2(\psi)$ aussi large que possible.

  — Taille du faisceau de rayons X incident : dans la pratique, la taille du collimateur utilisé doit permettre d'obtenir un faisceau de diamètre 1.5 mm. Or le rayon de courbure des échantillons étant a minima de 3 mm, les recommandations faites dans [Francois 1995] pour limiter les erreurs induites par la géométrie de la surface irradiée ne sont pas respectées dans la direction de courbure maximale.

  — Masquage des échantillons : compte-tenu des éléments de la littérature présentés dans la **Partie I–2.4.2**, il est évident que réduire la dimension de la zone irradiée dans la direction de courbure maximale participe à limiter voire supprimer les erreurs dues aux effets de décentrement et de défaut d'alignement du faisceau de rayons X induits par la courbure de la surface.

  Dans le cadre de l'étude expérimentale, cette surface est rectangulaire (**Figure II.8**) et de dimensions 1 mm × 3 mm, la dimension la plus courte étant dans la direction circonférentielle (de courbure maximale). Dans le cas le plus défavorable, c'est-à-dire lorsque le diamètre du barreau cylindrique (respectivement celui de la plaque rainurée) est le plus faible et vaut 6 mm, l'approche analytique de François et Dionnet [Dionnet 1999] prévoit un écart entre les contraintes mesurées et corrigées de l'effet de courbure inférieur à 2%. Dans ces conditions, nul besoin d'appliquer a posteriori ce type de correction aux mesures.



(a) Géométries convexes (b) Géométries concaves

FIGURE II.8 – Représentation de la surface irradiée sur géométries courbes

  — Temps de comptage : le volume sonde étant plus faible que pour les échantillons plans, les intensités collectées lors des analyses le sont aussi. C'est pourquoi, afin d'obtenir des pics de diffraction de qualité suffisante (au sens de la norme [NF-15305 2009]), les temps de comptage sont ici augmentés en passant de 100 s à 250 et 300 s dans les directions axiale et circonférentielle respectivement.

2.3.3 Traitement des données de diffraction

Le traitement des données de diffraction pour le calcul des contraintes et des largeurs de corde est réalisé à partir d'un outil développé en langage PYTHON. Celui-ci réalise les opérations introduites dans la **Partie I–2.3** et décrites plus en détails en **Annexe D.1** :

- Correction des intensités : Correction de Lorentz-Polarisation.
- Élimination du fond continu : Régression linéaire.
- Lissage des pics : Ajustement avec une Pseudo-Voigt par les moindres carrés.

  Afin de décrire précisément la forme des pics de diffraction, la fonction Pseudo-Voigt tient compte de la composition spectrale du faisceau issu du tube en décrivant le doublet K_α à partir des hypothèses de Rachinger [Rachinger 1948]. Ces hypothèses supposent que les deux distributions spectrales de $K_{\alpha 1}$ et $K_{\alpha 2}$ ont la même forme avec un rapport d'intensité égal à 2. La position du pic $2\theta_p^{\Phi\Psi}$ est alors déterminée pour le rayonnement $K_{\alpha 1}$, à partir de la déconvolution du doublet K_α.
- Correction des positions $2\theta_p^{\Phi\Psi}$: Correction de poudre (Cu).
- Calcul des contraintes : Méthode des $\sin^2(\Psi)$.

  Les CER sont fournies par Safran et valent avec anode Mn :

$$\begin{cases} \frac{1}{2}S_2^{\{311\}} & = & 6.848 \times 10^{-6}\ \mathrm{MPa}^{-1} \\ S_1^{\{311\}} & = & -1.730 \times 10^{-6}\ \mathrm{MPa}^{-1} \end{cases}$$

- Qualité des pics et de l'analyse : Critères donnés dans la norme [NF-15305 2009].

2.4 Filiation de dureté

Le grenaillage de précontrainte engendre classiquement un écrouissage à froid du matériau. Si l'élargissement des pics de diffraction est un bon indicateur du niveau d'écrouissage dans le matériau, il peut également avoir pour origines des effets instrumentaux ainsi que des effets matériaux. C'est pourquoi des analyses complémentaires peuvent être réalisées au moyen de filiations de dureté.

La préparation des échantillons est identique à celle utilisée pour la microscopie, excepté qu'il n'y a pas d'attaque chimique à réaliser. Les mesures de dureté Vickers sont réalisées sur des coupes transverses afin de caractériser l'épaisseur affectée par le grenaillage. L'équipement utilisé au laboratoire MSMP est un duromètre Leica VMHT sur lequel est monté une caméra Sony IRIS CCD. Pour chaque indentation une charge de 100 gf (0.981 N) est appliquée pendant 15 secondes. Le gradient de dureté est obtenu conformément à la norme [NF-6507-1 2006] relative aux essais de dureté Vickers. Les mesures sont reproduites trois fois afin de quantifier l'incertitude liée à la lecture des diagonales (réalisée avec un microscope optique Leitz Aristomet).

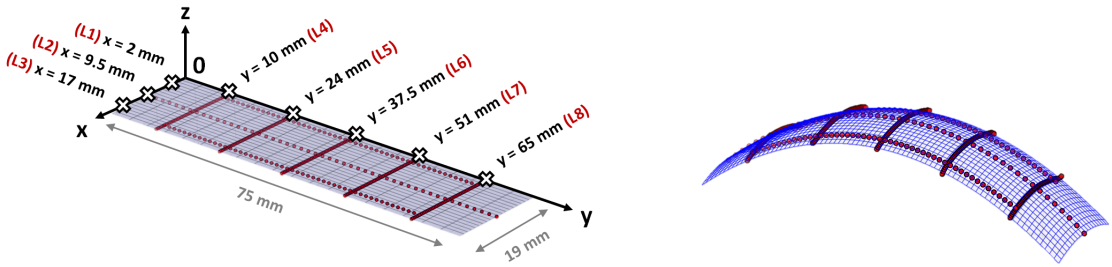
2.5 Machine à mesurer tridimensionnelle

Les mesures de forme sont réalisées au LASMIS, sur une machine à mesurer tridimensionnelle (MMT) Wenzel LH 54 équipée d'un module SP25. Le capteur utilisé pour le palpage est un stylet

haute précision doté d'une bille en rubis synthétique de 1 mm de diamètre. La vitesse et l'incertitude de mesure sont respectivement de 2 mm/s et de ± 2 μm.

Les déformées des plaques planes d'épaisseurs H = 5 et 2 mm sont déterminées à partir d'un nuage de points mesurés sur huit lignes numérotées $L1$ à $L8$ sur la **Figure II.9**. La distance entre deux points de mesure est de 0.1 mm, soit 2800 points de mesure pour une acquisition complète. Les analyses sont réalisées avant et après grenaillage (la surface mesurée correspond à la face grenaillée), puis le traitement est réalisé à partir d'un outil développé en langage PYTHON et qui consiste en trois opérations :

- Lissage des profils d'altitudes : ajustement avec une fonction polynômiale (au plus de degré 10) par la méthode des moindres carrés ;
- Élimination du fond continu : régression linéaire ;
- Élimination du défaut de forme initial : soustraction des hauteurs de profils avant grenaillage aux hauteurs de profils mesurées après grenaillage ;
- Construction d'une surface 3D : ajustement par la méthode de pondération inverse à la distance.



(a) Position des lignes de mesure (b) Déformée typique après grenaillage

FIGURE II.9 – Lignes de mesure par MMT sur la surface des plaques planes

2.6 Rugosimètre 3D

Deux équipements sont utilisés. Le premier pour caractériser l'état de surface des échantillons avant et après grenaillage. Le second pour des analyses de formes : d'une part afin de caractériser l'enlèvement de matière sur des formes courbes, et d'autre part en complément des analyses MMT sur plaques planes.

Les analyses de la microgéométrie sont réalisées à Safran Tech. L'équipement utilisé est un profilomètre 3D ALICONA Infinite Focus G5. Les acquisitions sont faites avec l'objectif ×20, en éclairage focal. Le post-traitement des données consiste à réaliser une soustraction de forme par la méthode des moindres carrés afin d'obtenir les cartographies qui serviront aux mesures de rugosité. La longueur d'onde de coupure du filtre (ou *cut-off*) est fixée à 800 μm.

Les analyses de forme sont réalisées au MSMP. L'équipement utilisé est un profilomètre 3D SOMICRONIC Surfascan–3D équipé d'un stylet de type S4ST. L'appareil est étalonné à l'aide d'une sphère de 50 mm de diamètre, dans une pièce climatisée maintenue à 20°C, de sorte que les incertitudes de mesurage (correspondant à 2 écarts-types) soient :

- Sur le diamètre : ± 0.15 μm ;
- Sur l'écart de circularité : < 0.03 μm ;
- Sur les paramètres de rugosité R et R_a : < 0.04 μm et < 0.02 μm respectivement.

Chapitre II – Section 3

Étude du comportement diffractométrique de l'Inconel 718 DA

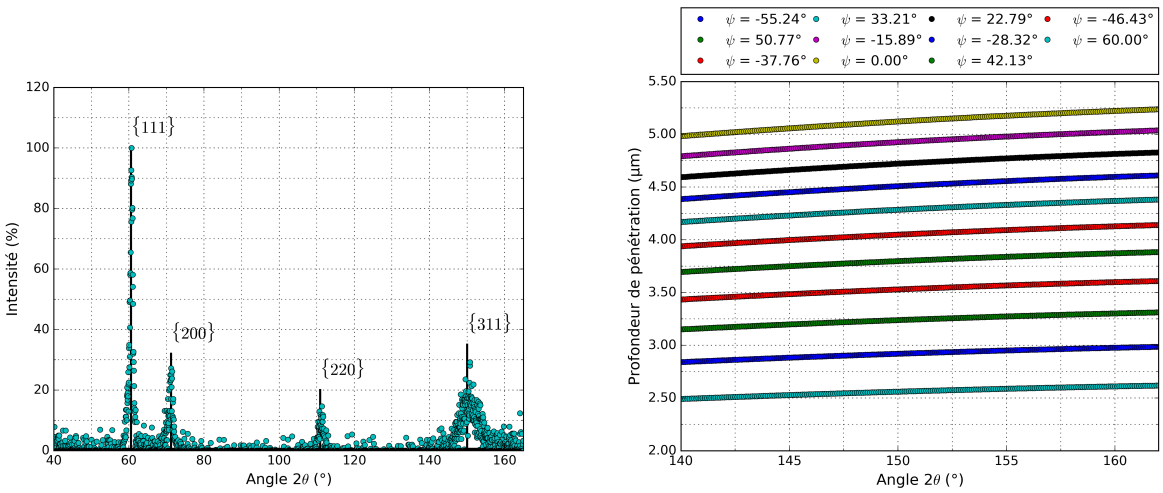
Cette étude préliminaire doit permettre de vérifier les hypothèses implicitement formulées sur le comportement diffractométrique de l'alliage Inconel 718 DA et qui servent aux analyses de contraintes : tout d'abord lors des acquisitions par diffraction des rayons X où le volume irradié est supposé représentatif de l'état mécanique de l'échantillon ; puis lors du calcul des contraintes où le matériau est considéré monophasé et non texturé.

3.1 Volume sonde et taille des domaines cohérents de diffraction

Lors des analyses de contraintes, c'est la famille de plans {311} relative à la matrice γ CFC de l'alliage Inconel 718 DA qui est sélectionnée (**Figure II.10a**) à partir de la méthode d'acquisition χ. Dans ces conditions et pour des éprouvettes épaisses, la profondeur moyenne de pénétration des rayons X est donnée par [Wolfstieg 1976] :

$$z_X = \frac{sin(\theta) \cdot cos(\Psi)}{2\mu} \tag{II.1}$$

Où μ est un coefficient d'atténuation linéaire. Il est déterminé à partir de la masse volumique de l'alliage $\rho = 8.19$ g.cm^{-3} [Zemzemi 2007], des coefficients d'absorption massique des éléments contenus dans l'alliage [NIST 2017], et il est égal à $\mu = 944.21$ cm^{-1}. L'évolution de la profondeur moyenne de pénétration z_X en fonction des angles 2θ et Ψ est représentée sur la **Figure II.10b**. Elle vaut approximativement 5.0 μm ($\Psi = 0°$) puis diminue à mesure que l'incidence des rayons X devient rasante pour atteindre 2.5 μm ($\Psi = 60°$). La valeur moyenne est : $z_X = 3.97 \pm 0.8$ μm.



(a) Indexation du spectre de diffraction θ–2θ

(b) Représentation des profondeurs moyennes de pénétration des rayons X suivant les angles 2θ et Ψ

Figure II.10 – Comportement diffractométrique de l'alliage Inconel 718 DA avec anode Mn

La taille de la surface irradiée est contrôlée avec le masquage de l'échantillon : elle est généralement de l'ordre de la dizaine de mm^2. Par conséquent, le volume sonde contient une centaine de grains, et sa taille est de l'ordre de quelques centièmes de mm^3.

Cette valeur est à mettre en regard de la taille moyenne τ des domaines cohérents de diffraction (DCD) : plus ils sont petits, plus les pics de diffraction sont larges [1], et plus la représentation statistique de l'état mécanique du matériau irradié est satisfaisante. En supposant les DCD de forme sphérique, leur taille moyenne peut être approximée à partir de la relation de Scherrer [Scherrer 1918] :

$$\tau = \frac{0.89 \cdot \lambda}{\Gamma \cdot cos(\theta_0)} \tag{II.2}$$

Avec τ le diamètre des DCD, Γ la largeur à mi-hauteur (exprimée en radians), λ la longueur d'onde du rayonnement X, et θ_0 l'angle de Bragg.

Dans les conditions d'analyse sur Inconel 718 DA [2], le calcul donne un diamètre moyen en volume τ des DCD dans la matrice γ proche de 22 nm. Si la taille du volume sonde est de l'ordre de quelques centièmes de mm^3, alors la quantité de DCD qu'il contient semble suffisante pour être représentative de l'état mécanique du matériau.

3.2 Analyse du multiphasage

Les analyses de contraintes sont réalisées en supposant que seule la matrice γ contribue à la diffraction de l'alliage. En d'autres termes le matériau est implicitement considéré comme un monophasé. Pourtant, comme précisé dans la **Partie I–5.2**, il s'agit d'un matériau multiphasé : il se peut qu'un pic de diffraction contienne plusieurs sous-pics liés à des phases différentes, et qu'une déconvolution soit nécessaire afin d'isoler la contribution de la phase majoritaire.

Sur la **Figure II.11** sont indiquées les positions et intensités relatives théoriques (> 5%) des raies de diffractions des phases de l'alliage Inconel 718 DA. Les positions sont calculées à partir de la loi de Bragg pour le rayonnement $K_{\alpha 1}$ du Mn, et sur la base des paramètres de maille figurant dans le **Tableau I.5** [Pautrat 2013]. Les intensités relatives sont calculées avec le logiciel CrystalDiffract à partir des fichiers CIF pour chacune des phases et extraits du *Crystallography Open Database*, une base de données en ligne en libre accès.

Tout porte à croire que la diffraction des phases γ' et γ" n'est pas suffisante pour être détectée :

- D'une part les phases γ' et γ" sont présentes dans l'alliage dans des proportions volumiques de l'ordre de 4% et 13% respectivement [Warren 2006], or la diffraction des rayons X permet l'analyse des phases dont la fraction volumique est au moins de 3 à 5% [Castex 1981] ;
- D'autre part des observations au microscope électronique à transmission (MET) réalisées par [Marty 1996] montrent que les phases γ' et γ" sont sous forme de particules nanométriques (généralement inférieures à 20 nm), tandis que la taille des DCD est d'environ 22 nm.

En revanche la diffraction des particules micrométriques de phase δ sont susceptibles de contribuer à l'intensité des pics de diffraction de la matrice γ. Les résultats d'analyses DRX réalisées sur l'ensemble du diffractogramme θ–2θ abondent d'ailleurs dans ce sens. Elles font apparaître, en plus des pics attribués à la diffraction de la matrice γ, trois pics supplémentaires lorsque $2\theta = 59.70^\circ$, $2\theta = 124.20^\circ$, et $2\theta = 143.50^\circ$. Par comparaison avec le spectre théorique de la phase δ, les pics décelés par diffraction des rayons X sont dus respectivement à la diffraction des familles de plans $\{020\}_\delta$, $\{231\}_\delta$, et $\{223\}_\delta$.

1. Car pour un même volume sonde, le nombre de DCD qui participent à l'intensité diffractée augmente, et les hétérogénéités de contrainte (ou de déformation) aussi.
2. Angle de Bragg pour la famille de plans $\{311\}$ $\theta_0 = 75^\circ$, rayonnement $K_{\alpha 1}$ du Mn tel que $\lambda_{K_{\alpha 1}} = 0.210$ nm, et largeur à mi-hauteur du matériau de base $\Gamma = 1.90^\circ$.

Néanmoins, si la diffraction de la phase δ peut occasionner l'apparition de pics supplémentaires, voire élargir certains des pics de la matrice γ, il est peu vraisemblable qu'elle ait une influence sur les analyses de contraintes réalisées à partir de la famille de plan $\{311\}_\gamma$. Deux raisons à cela : la première étant que l'intensité du pic $\{223\}_\delta$ est considérablement réduite après grenaillage (**Figure II.12**) ; la seconde étant que les autres familles de plans de la phase δ diffractent à des positions suffisamment éloignées de celle du pic $\{311\}_\gamma$.

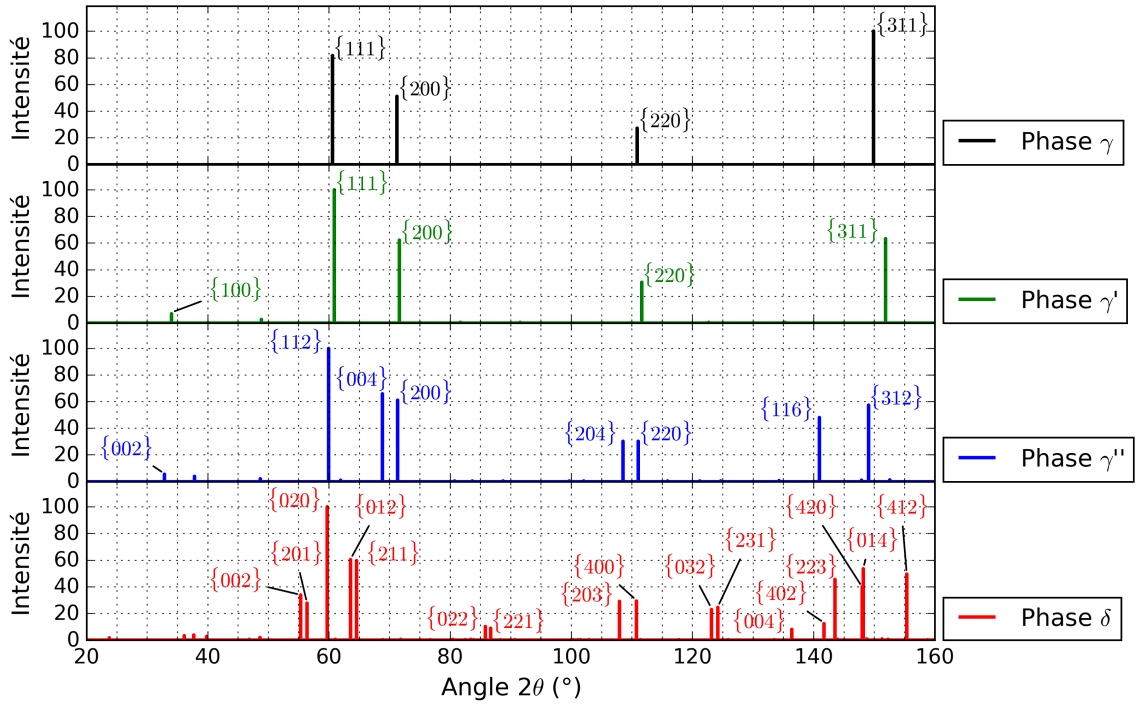
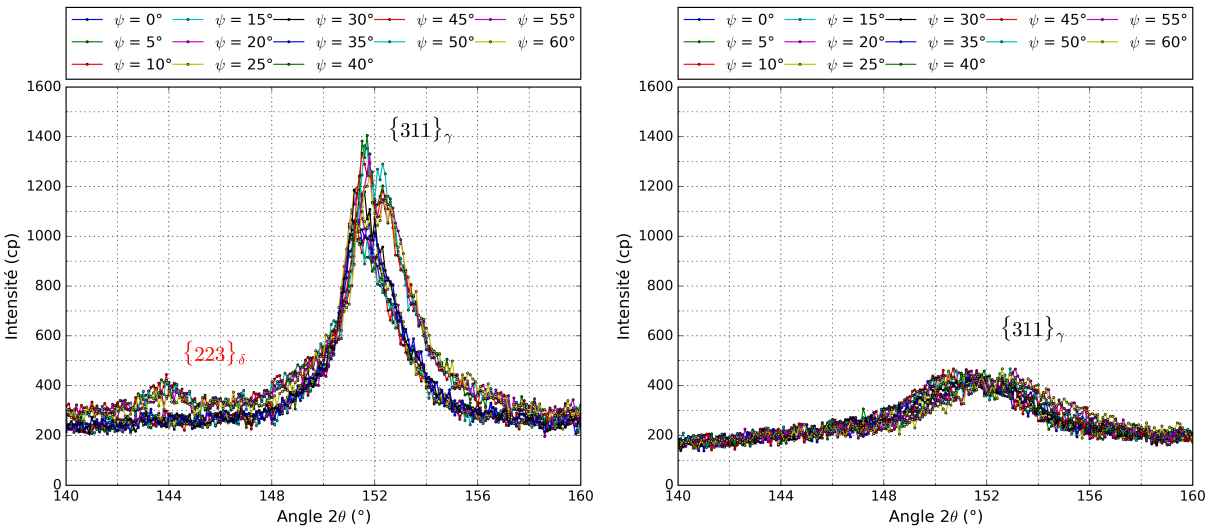


FIGURE II.11 – Positions et intensités relatives théoriques des raies de diffraction des phases de l'alliage Inconel 718 DA avec anode Mn ($K_{\alpha 1}$)



(a) Matériau non grenaillé (NG), surface polie miroir

(b) Matériau grenaillé (G2)

FIGURE II.12 – Résultat des acquisitions diffractométriques, ψ variant de 0 à 60° (pas : 5°)

3.3 Analyse de la texture cristallographique

En toute rigueur, les analyses diffractométriques de matériaux polycristallins doivent tenir compte de la fonction de distribution des orientations cristallines. Si cette distribution n'est pas aléatoire, le matériau présente une texture cristallographique. Pour un matériau fortement texturé, l'anisotropie cristalline peut être à l'origine d'une variation des intensités diffractées suivant les directions d'incidence du faisceau de rayons X, et provoquer un écart à la linéarité des courbes $\sin^2(\Psi)$ [Esling 2012].

Des analyses de texture sont réalisées sur l'alliage Inconel 718 DA avant et après grenaillage. Les conditions opératoires ainsi que les résultats d'analyses sont présentés en **Annexe E**. Les rapports d'intensités sont systématiquement inférieurs à 3, ce qui est le signe d'une texture modérée [NF-15305 2009]. Par suite, cela assure également que la méthode de calcul des contraintes en élasticité isotrope est appropriée.

CHAPITRE II – SECTION 4

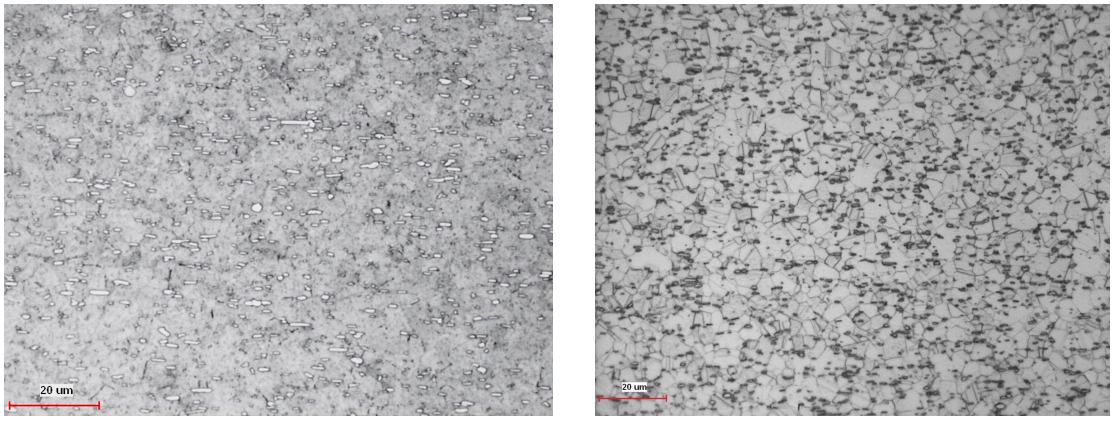
Étude de l'impact du grenaillage sur géométries planes

L'étude sur géométries planes est relative aux analyses sur plaques planes avec différentes épaisseurs : 10 mm, 5 mm et 2 mm. Elle doit d'abord permettre de caractériser l'évolution de l'état mécanique, microstructural et microgéométrique du matériau de base soumis au grenaillage de précontrainte. Puis les travaux doivent permettre d'aborder l'effet d'un amincissement de l'épaisseur de plaque sur les contraintes résiduelles, l'écrouissage ainsi que les déformées induites par le traitement. Enfin, l'effet d'un traitement inhomogène et discontinu est également étudié pour les différents types de plaques.

4.1 Caractérisation de l'état initial avant grenaillage

4.1.1 Microstructure

Deux **micrographies optiques** sont présentées sur la **Figure II.13** : la première réalisée à partir d'une attaque Heppenstall pendant 3 secondes, la seconde avec une attaque Kalling pendant 2 minutes. L'échantillon utilisé provient de la découpe transverse d'une éprouvette plate d'épaisseur 10 mm. Les observations sont réalisées suffisamment loin de la surface traitée pour que la microstructure soit représentative du matériau de base.



(a) Attaque Heppenstall (b) Attaque Kalling

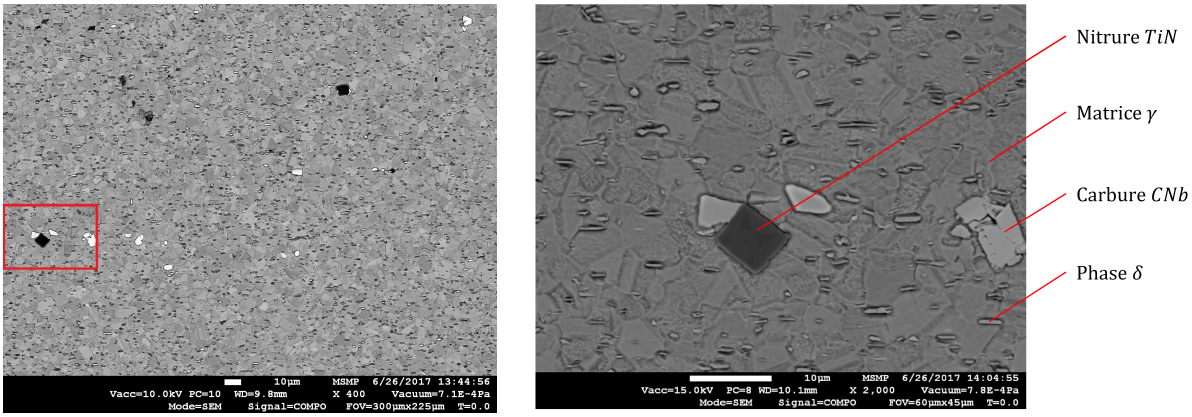
FIGURE II.13 – Micrographies optiques de l'alliage Inconel 718 DA

Les micrographies obtenues avec l'attaque Heppenstall permettent de visualiser distinctement en blanc la phase δ, sous forme de particules soit fines et allongées, soit globulaires. Elles sont d'ailleurs très appropriées pour estimer la proportion surfacique de ces particules micrométriques. Un traitement avec le logiciel ImageJ donne cette information : il consiste simplement à binariser l'image, puis à détecter les particules en définissant le domaine de niveaux de gris. Le traitement de plusieurs clichés donne une proportion surfacique de phase δ comprise entre 2 et 4%, valeur comparable à celles trouvées dans la littérature pour ce matériau. Quant à l'attaque Kalling elle permet de révéler plus distinctement la présence des joints de grains, ce qui fait d'elle l'attaque privilégiée pour des analyses au microscope électronique à balayage (MEB).

Les **observations au MEB** permettent de caractériser plus finement la microstructure et la morphologie des particules micrométriques. La sensibilité des électrons rétrodiffusés à la nature des éléments

chimiques donne également, par différence de contraste, une indication sur la présence des phases dans l'alliage. Les clichés sur la **Figure II.14** font apparaître :

- Les grains de la matrice γ, principalement sous forme équiaxe ;
- La phase δ en blanc [1] au niveau des joints de grains, sous forme fine et allongée ;
- Un nitrure de titane TiN en noir sous forme rectangulaire ;
- Et un carbure de niobium CNb en blanc.



(a) Image de référence (b) Image à plus fort grandissement

FIGURE II.14 – Micrographies MEB de l'alliage Inconel 718 DA

En revanche les phases nanométriques γ' et γ" sont bien plus difficiles à observer. À partir de clichés MEB haute résolution (en mode électrons secondaires), il est possible de suspecter la présence de ces phases durcissantes, mais la résolution des images n'est en rien comparable avec celle obtenue via des analyses au MET, comme dans [Chen 2017] où les particules γ' et γ" apparaissent respectivement sous forme sphérique et sous forme de disques aplatis. Les observations au MEB ne permettent pas non plus de distinguer (si ce n'est par leurs caractéristiques morphologiques) ni les éléments légers qui apparaissent en noir (carbures et nitrures de titane), ni les éléments lourds contenant du niobium en blanc (phase δ Ni_3Nb, et carbures de niobium CNb). Il faut pour cela réaliser des analyses chimiques par EDS. Ces analyses complémentaires par pointés EDS donnent les spectres d'émission de l'échantillon et aident à caractériser les éléments le constituant. Les résultats permettent d'établir que la composition chimique des phases micrométriques est similaire à celles données dans la littérature et décrites dans la **Partie I–5.2.2**.

Enfin des analyses cristallographiques par EBSD fournissent les cartographies d'orientation et de tailles de grains pour les phases γ et δ. Les détails concernant les conditions opératoires, le traitement des données ainsi que les résultats sont disponibles en **Annexe F**. Ce qui est remarquable :

- Il y a un bon accord avec les analyses de texture par diffraction des rayons X du point de vue de la faible anisotropie cristalline de la matrice γ : aucune orientation préférentielle n'est observée ;
- La phase δ est orientée dans la direction [010], parallèle à la direction transverse (Direction Transverse (DT)) dans le repère de l'échantillon ;
- La taille de grain moyenne vaut approximativement 7 μm pour la matrice γ, tandis celle des particules δ vaut environ 2 μm. Ces deux valeurs sont en très bon accord avec les données de la littérature qui prévoient respectivement pour les phases γ et δ une taille de grain comprise entre 5 et 10 μm, et entre 1 à 10 μm.

1. Phase enrichie en niobium, élément lourd qui réémet plus d'électrons.

Pour conclure sur les aspects relatifs à la microstructure du matériau de base, les observations et quantifications pour les grains, précipités, et particules exogènes sont de manière générale en excellent accord avec ce qui est renseigné dans la littérature à propos de l'alliage Inconel 718 DA. Toutefois, s'il faut tirer un autre enseignement de ces analyses, c'est que ce matériau reste très complexe à étudier, et pour au moins deux raisons :

- Les analyses EDS révèlent parfois des hétérogénéités chimiques dans une même particule ;
- Bien que les échantillons soient prélevés systématiquement dans la toile du disque afin de figer la microstructure étudiée, la morphologie de la phase δ varie parfois d'un échantillon à un autre : la plupart du temps sous forme fine et allongée dans le sens du fibrage, elle peut apparaître aussi majoritairement sous forme globulaire (comme lors des analyses EBSD).

4.1.2 Microgéométrie

À l'état initial, c'est-à-dire avant grenaillage, il y a reprise des faces planes par fraisage et des diamètres par tournage. Les deux procédures sont standardisées via des notes internes Safran, lesquelles spécifient une valeur maximale admissible pour la rugosité moyenne du profil (Ra) : respectivement 0.8 et 0.4. Malgré la présence de stries d'usinage visibles sur les faces planes, les mesures de rugosité 2D réalisées avec le microscope 3D Alicona Ininite Focus G5 montrent que l'état de surface obtenu respecte les standards Safran.

4.1.3 Contraintes résiduelles

Des analyses de contraintes par diffraction des rayons X (DRX) sont réalisées sur trois plaques planes d'épaisseur H = 10, 5 et 2 mm. L'objectif est d'évaluer les distributions des composantes normales σ_Φ et tangentielles τ_Φ du tenseur des contraintes dans la profondeur des échantillons non grenaillés. Les résultats sont fournis pour :

- Deux directions d'analyses $\Phi = 0^\circ$ et $\Phi = 90^\circ$ qui représentent respectivement les directions longitudinale (DL) et transverse (DT) ;
- Des enlèvements de matière circulaires de 6 mm de diamètre ;
- Des profils de contraintes normales σ_Φ corrigés de l'enlèvement de matière par la méthode analytique proposée dans [Castex 1984] et détaillée en **Annexe B.1**.

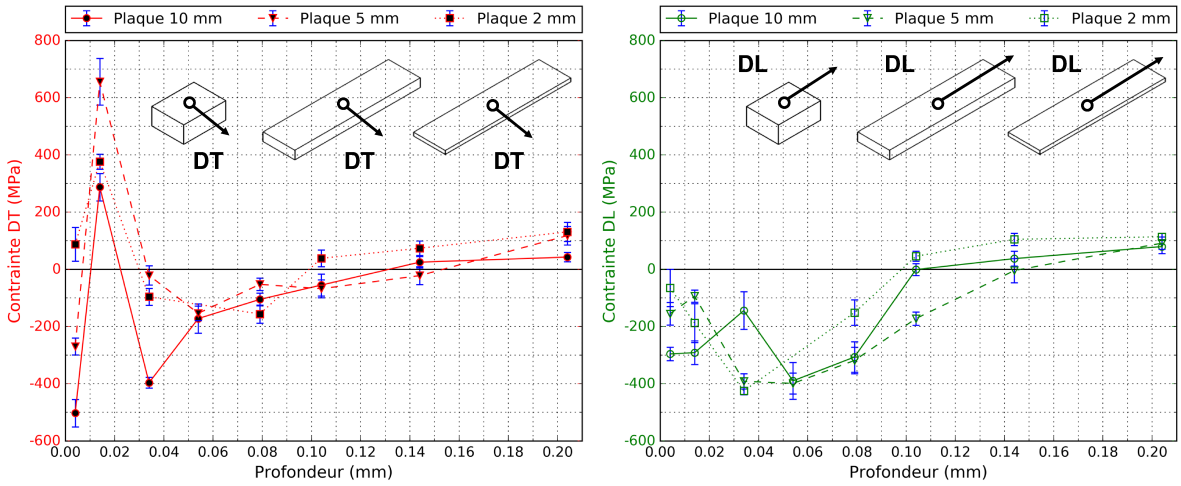
Sur ce dernier point, étant donné le rapport entre la largeur de la zone polie et celle de la plaque, la correction de l'enlèvement de matière est ici plus importante (si ce n'est égale) dans la direction DL que dans la direction DT. Néanmoins, l'enlèvement de matière étant local, l'effet de la correction reste modéré et n'excède ici jamais 100 MPa. Des constatations expérimentales rejoignent cet état de fait : les analyses de contraintes au dos des plaques (avant et après enlèvements de matière) ne permettent pas de montrer qu'il existe un rééquilibrage des contraintes significatif.

Par ailleurs, pour ces analyses par DRX comme pour celles qui vont suivre ensuite, la communication des résultats est systématiquement faite avec :

- L'hypothèse que la contrainte hors-plan σ_{33} est nulle [2] ;
- Des barres d'erreurs représentant ± 1 écart-type : chaque écart-type est lié au résidu des moindres carrés de la régression elliptique, c'est-à-dire à l'écart au modèle des $\sin^2\Psi$;
- Des profondeurs représentant la somme de la profondeur mesurée au comparateur numérique et de la profondeur moyenne de pénétration des rayons X.

2. L'hypothèse est justifiée car le matériau est considéré monophasé et la profondeur de pénétration des rayons X est faible. En toute rigueur, à la surface de la pièce, σ_{33} est égale à la pression atmosphérique soit 0.1 MPa.

Les profils de contraintes déterminés avant grenaillage sont donnés sur la **Figure II.15**. Indépendamment de l'épaisseur de l'échantillon, ils font apparaître un effet directionnel de l'usinage avec une mise en compression plus importante dans le sens long, et des niveaux de traction localement élevés en sous-couche dans la direction transverse. Quelle que soit la direction d'analyse, les profondeurs affectées par le fraisage sont comparables, de l'ordre de 120 μm. Les distributions du cisaillement et de la largeur de corde ne sont pas présentés : les premières sont nulles ou quasi-nulles, tandis que les secondes donnent des résultats identiques dans les deux directions avec une profondeur affectée proche de 120 μm.



(a) Direction transverse (DT)

(b) Direction longitudinale (DL)

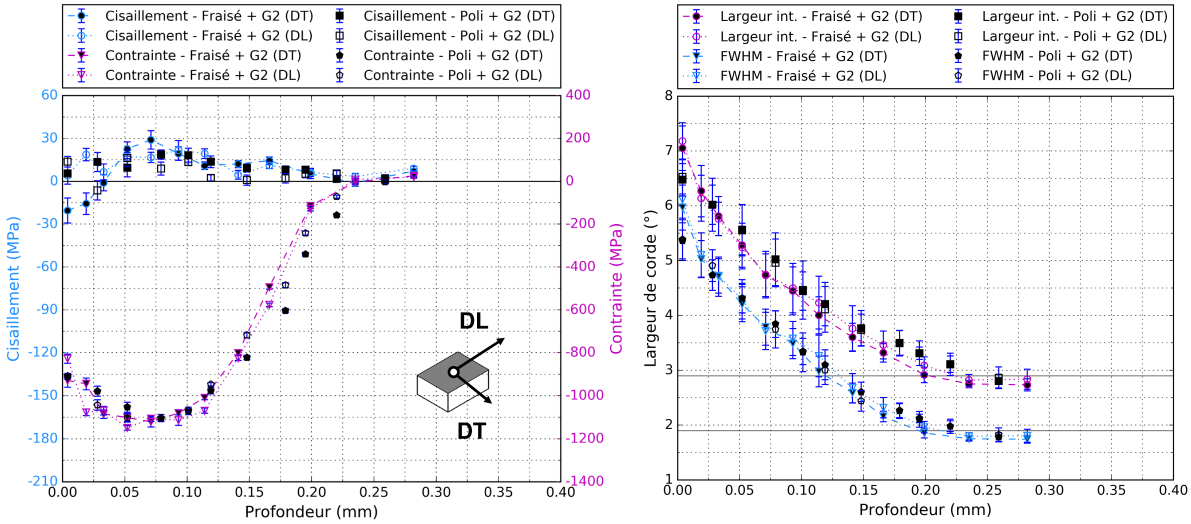
FIGURE II.15 – Résultats des analyses de contraintes dans la profondeur d'échantillons plans d'épaisseur H non grenaillés (NG)

4.1.4 Influence sur l'état mécanique post-grenaillage

Puisque l'état de contraintes avant grenaillage n'est pas neutre, il faut s'assurer qu'il n'impacte pas ou peu les résultats d'analyses post-grenaillage. Pour y parvenir, deux plaques planes d'épaisseur $H = 10$ mm sont polies mécaniquement sur une épaisseur d'environ 150 μm afin d'enlever la couche écrouie par le fraisage. Le contrôle de l'enlèvement de matière est assuré au microduromètre en réalisant des indentations de profondeur connue. Après analyse de contraintes par DRX dans la profondeur de la première éprouvette, il est vérifié que le polissage mécanique a permis d'éliminer la couche affectée par le fraisage dans sa quasi-totalité [3].

Après grenaillage G2 de la seconde plaque polie et d'un troisième échantillon (de mêmes dimensions) brut de fraisage, il est possible d'estimer l'influence du fraisage sur l'état mécanique post-grenaillage par comparaison des résultats d'analyse DRX, comme sur la **Figure II.16**. Il s'avère qu'il n'y a pas de signature remarquable du procédé d'usinage sur l'état mécanique post-grenaillage : les distributions de contrainte, cisaillement et largeurs de corde donnent des résultats globalement identiques pour l'échantillon poli et brut de fraisage. Le seul écart concerne les largeurs de corde en surface, où les valeurs sont sensiblement plus élevées dans le cas de l'échantillon grenaillé à l'état fraisé. Cette étude comparative permet de conclure que l'état mécanique initial a peu d'influence sur les champs générés après grenaillage. À partir du moment où la profondeur affectée par le grenaillage est plus importante que celle affectée par l'usinage, le traitement de surface efface l'historique d'usinage.

3. Les gradients de contraintes et de largeurs de corde mesurés sont très faibles et sur une profondeur n'excédant pas la trentaine de microns.



(a) Profils de contraintes

(b) Profils de largeurs de corde

FIGURE II.16 – Influence du fraisage sur l'état mécanique post-grenaillage

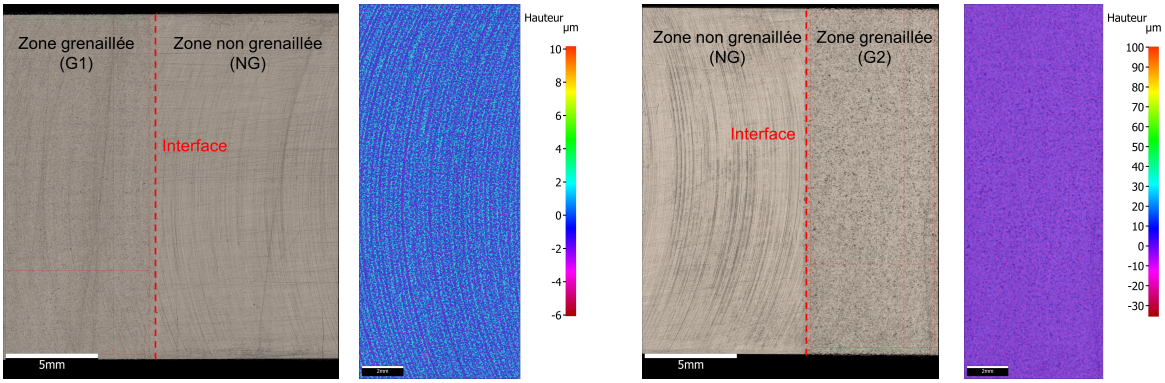
4.2 Effet du grenaillage sur la microstructure et la microgéométrie

Si l'étude expérimentale s'intéresse particulièrement aux interactions entre la géométrie des éprouvettes et les champs de contraintes résiduelles induit par grenaillage, il convient également de caractériser finement l'effet du procédé sur la microstructure et de la microgéométrie.

Pour certains procédés de mise en compression des surfaces, l'impact sur la **microstructure** est suffisamment important pour modifier les propriétés mécaniques des composants. Par exemple le procédé *Surface Mechanical Attrition Treatment* (SMAT) est connu pour générer une couche nanocristalline à la surface des pièces traitées, ce qui permet notamment d'augmenter la durée de vie des pièces traitées [Roland 2006]. Toutefois le procédé de grenaillage conventionnel, moins sévère, n'occasionne généralement pas de telles modifications microstructurales. D'ailleurs, d'après les analyses MEB et EBSD réalisées sur les échantillons grenaillés en Inconel 718 DA, aucun effet du procédé sur la microstructure n'est constaté : les proportions, morphologies et orientations des phases micrométriques sont inchangées après traitement.

D'autre part, concernant la modification de la **microgéométrie** après grenaillage, des mesures de rugosité 2D et 3D sont réalisées sur les différents échantillons. Des exemples d'acquisitions au microscope 3D sont donnés à titre d'illustration sur la **Figure II.17**. Il s'agit de résultats obtenus sur deux plaques grenaillées partiellement avec les conditions G1 et G2. Bien évidemment avec une intensité Almen plus élevée pour la condition G2, les impacts de la grenaille sur la surface sont bien plus marqués. À partir de ce type de cartographies, et après soustraction de forme, des critères de rugosité 2D et 3D peuvent être calculés afin de caractériser l'état de surface des échantillons grenaillés. Toutefois, il existe une quantité importante de critères pour décrire les rugosités de profil ou de surface, et définis dans [Gadelmawla 2002]. Soady introduit d'ailleurs très bien cette problématique dans [Soady 2013] et pose la question du (des) paramètre(s) pertinent(s) à utiliser. Aujourd'hui il semble qu'il n'y ait pas de règle claire permettant de définir une rugosité critique (pour la concentration de contraintes localisée et l'impact en fatigue) et/ou de statuer sur l'effet néfaste d'une rugosité donnée. En revanche, s'il n'est pas pertinent de présenter ici l'ensemble des résultats de mesure, il est tout de même intéressant de noter qu'indépendamment de la géométrie du composant grenaillé pour la condition G2 (respectivement G1) :

- La rugosité moyenne du profil (Ra) reste inférieure à 1.5 μm (respectivement 0.7 μm), et la hauteur maximum de pic à vallée du profil (Rt) reste inférieure à 10.2 μm (respectivement 5.3 μm) ;
- La moyenne arithmétique de la hauteur de la surface (Sa) reste inférieure à 2 μm (respectivement 1 μm), et la hauteur du pic maximum de la surface (Sp) reste inférieure à 62 μm (respectivement 21 μm).



(a) Analyses dans la zone grenaillée G1 (b) Analyses dans la zone grenaillée G2

FIGURE II.17 – Cartographies de rugosité des plaques planes grenaillées partiellement

4.3 Influence de l'épaisseur des échantillons grenaillés

Bien que les expérimentations et analyses soient réalisées pour les deux conditions de grenaillage G1 et G2 (grenaillage homogène sur une face), et puisque l'influence de l'épaisseur se traduit par des tendances identiques dans les deux cas, seuls les résultats pour la condition G2 sont présentés et font l'objet de discussions. Ceux pour la condition G1 sont disponibles en **Annexe D.2.1**.

4.3.1 Analyses de contraintes

Des analyses de contraintes post-grenaillage par DRX sont d'abord réalisées en trois endroits de la surface de deux échantillons (H = 5 et 2 mm), dans les directions DL et DT, afin de s'assurer de l'homogénéité du traitement. Pour une même plaque et une même direction d'analyse, les contraintes calculées dans les trois zones d'analyses sont relativement proches (de l'ordre de 800 MPa) : les écarts-types restent inférieurs à 30 MPa, ce qui est le signe d'un traitement relativement homogène.

Les analyses par DRX sont ensuite destinées à décrire les distributions des composantes normales σ_Φ et tangentielles τ_Φ du tenseur des contraintes, ainsi que celles des largeurs de corde (largeurs intégrales et largeurs à mi-hauteur) dans la profondeur des échantillons, au centre de la surface traitée. Les résultats sont fournis sur la **Figure II.18** pour :

- 1 éprouvette d'épaisseur H = 10 mm et 2 éprouvettes lorsque H = 5 et 2 mm ;
- Deux directions d'analyses $\Phi = 0^\circ$ et $\Phi = 90^\circ$, respectivement DL et DT ;
- Des enlèvements de matière circulaires de 6 mm de diamètre ;
- Des profils de contraintes normales σ_Φ corrigés de l'enlèvement de matière.
- Des distributions de largeurs de corde définies avec :
  — Des asymptotes horizontales grisées à 2.90° et 1.90° représentant respectivement la largeur intégrale et la FWHM du matériau de base ;

— Pour chaque point de mesure, des valeurs moyennées sur les 11 angles Ψ [4] ;
— Des barres d'erreur représentent ± 1 écart-type ;
— Pour chaque angle Ψ, une largeur de corde de l'ensemble $K_{\alpha 1}$ et $K_{\alpha 2}$ correspondant au paramètre de forme de la fonction pseudo-Voigt utilisée pour l'ajustement du pic de diffraction.

En remarques liminaires :

- Les figures font apparaître les résultats d'analyses au dos des plaques (au centre de la face non grenaillée, avant enlèvements de matière sur la face avant) : les valeurs prises par σ_Φ varient significativement d'un échantillon à l'autre, il y a donc de fortes dispersions associées au procédé d'usinage ;
- Sans surprise, puisque l'état de contraintes d'un matériau grenaillé est classiquement biaxial, les valeurs de τ_Φ déterminées par DRX sont systématiquement nulles ou quasiment nulles dans la profondeur des échantillons.

À mesure que l'épaisseur H de plaque diminue, les résultats d'analyses montrent que :

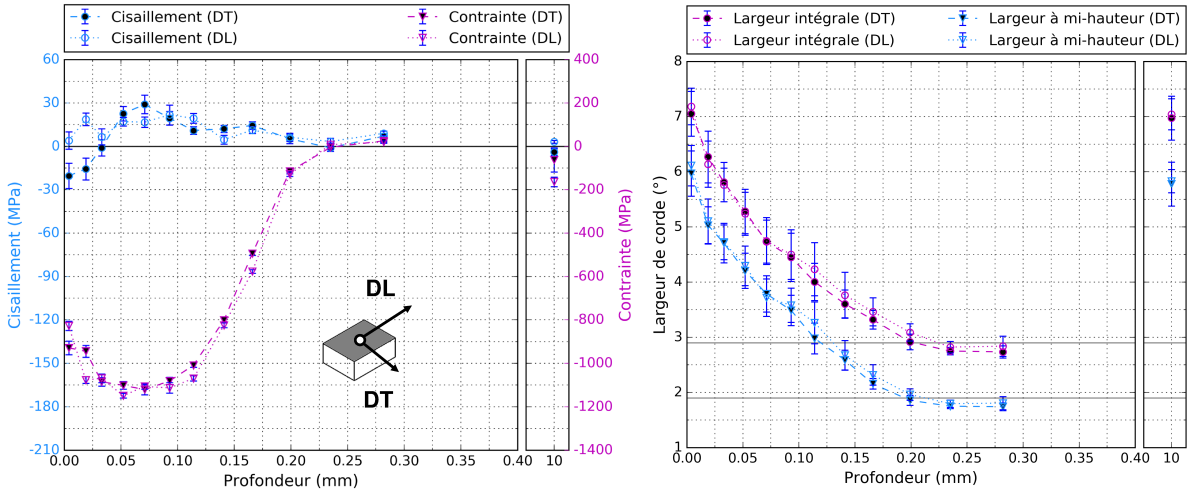
- La profondeur en compression h_C est inchangée tandis que le maximum de traction σ_T augmente nettement.
- L'évolution du maximum de compression σ_C et celle de la profondeur affectée h_0 est moins nette en raison de la variabilité des résultats qui s'accroît lorsque l'épaisseur diminue. Toutefois, lorsque $H = 2$ mm, les niveaux de compression sont les plus élevés.
- L'état de contraintes n'est plus équibiaxial, ce qui est d'autant plus remarquable lorsque $H = 2$ mm où le maximum de compression σ_C dans la direction transverse (DT) est supérieur (en valeur absolue) d'environ 100 MPa à la valeur dans la direction longitudinale (DL) ;
- L'évolution des largeurs intégrales et FWHM est identique, et ne semble pas affectée par l'épaisseur des échantillons. D'ailleurs, quel que soit l'échantillon, les profils dans les directions DL et DT sont semblables, ce qui indiquerait que la non équibiaxilité des contraintes sur les plaques fines est le résultat d'un effet de la structure plutôt que du procédé.

Sur ce dernier point, l'interprétation du phénomène d'élargissement des pics de diffraction est complexe car il y a un couplage entre des effets instrumentaux et des effets matériau à différentes échelles. Toutefois, en considérant un élargissement optique fixe [5] et un élargissement lié aux aspects matériau limité aux seuls effets de la déformation des cristallites, alors les variations des largeurs de pics de diffraction peuvent être attribuées à l'écrouissage engendré par le grenaillage.

4.3.2 Caractérisation de l'écrouissage

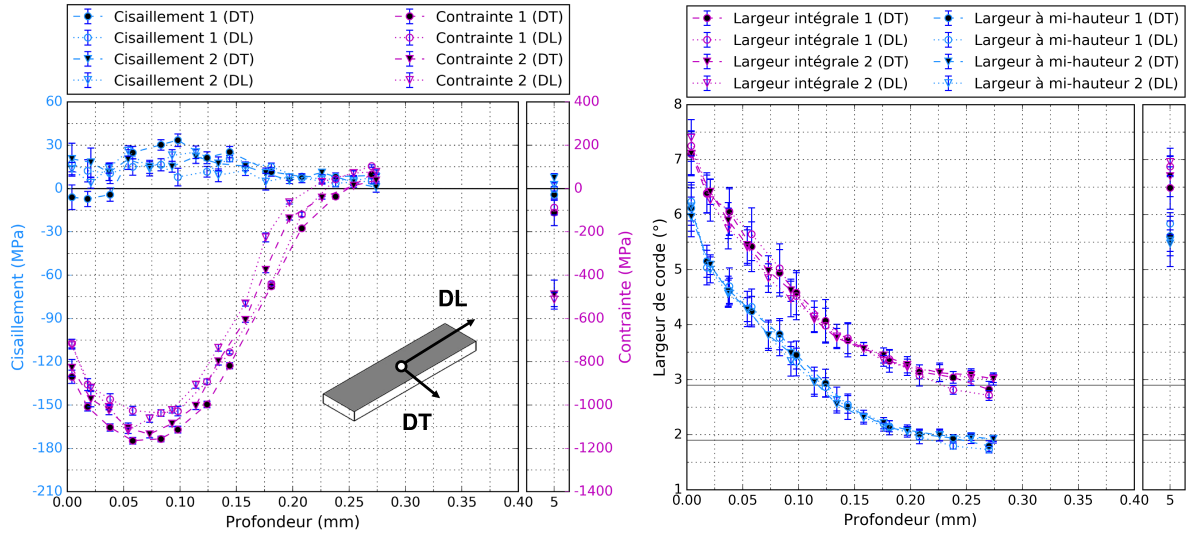
Une description de l'écrouissage au sens de la déformation plastique est intéressante pour caractériser finement l'état mécanique post-grenaillage des échantillons, en particulier s'il faut en tenir compte pour des calculs de relaxation [6]. Plusieurs techniques sont proposées dans la litératture pour sa quantification : via des filiations de dureté [Srikant 2006], via les largeurs de corde déterminées par DRX [Prevéy 1987], ou encore à partir d'analyses par EBSD [Child 2011]. Les trois techniques sont appliquées et comparées par [Soady 2013] dans le cas d'un acier ferritique écroui à froid par grenaillage de précontrainte : la quantification de l'écrouissage à partir de la DRX et de l'EBSD donnent des résultats relativement proches, tandis que la microdureté a tendance à le surestimer.

4. Afin de tenir compte de la statistique d'échantillonnage du matériau.
5. Le diffractomètre utilisé est le même d'une mesure à l'autre.
6. Voire éventuellement pour des calculs en fatigue LCF.



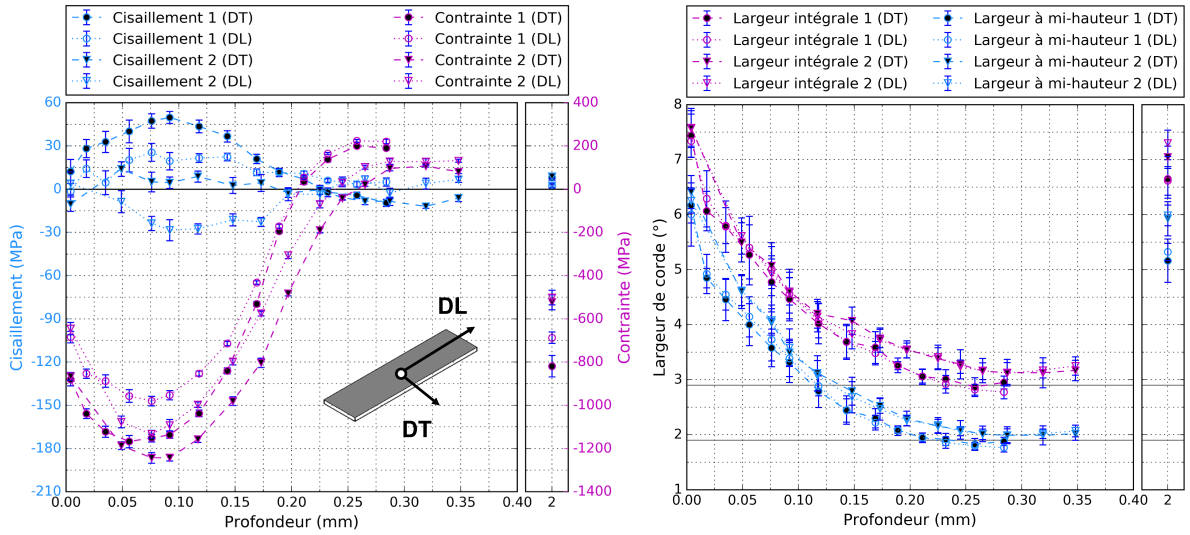
(a) H = 10 mm : profils de contraintes

(b) H = 10 mm : profils de largeurs de corde



(c) H = 5 mm : profils de contraintes

(d) H = 5 mm : profils de largeurs de corde



(e) H = 2 mm : profils de contraintes

(f) H = 2 mm : profils de largeurs de corde

FIGURE II.18 – Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur d'échantillons plans d'épaisseur H grenaillés uniformément avec la condition G2

Si ces approches posent techniquement peu de difficultés, elles font néanmoins débat car il est dangereux de vouloir corréler les grandeurs mesurées avec la déformation plastique (effet de l'échelle de mesure, des caractéristiques matériau, ou effets instrumentaux). Par ailleurs elles reposent sur une calibration réalisée à partir d'échantillons prédéformés sous sollicitation uniaxiale et quasi-statique. Or pour le grenaillage le chargement est multiaxial et dynamique, et les structures de dislocations sont différentes puisqu'elles sont directement fonction de la nature du chargement [Magnin 1984]. C'est pourquoi la calibration et la quantification de l'écrouissage est ici écartée au profit d'une étude classique des résultats de filiations de dureté et d'analyses EBSD. Les résultats d'analyses DRX ayant pu être présentés plus tôt.

Les résultats d'essais de **microdureté** sur éprouvettes plates d'épaisseur H = 10 mm sont donnés sur la **Figure II.19**. Les barres d'erreur représentent ± 1 écart-type, tandis que l'asymptote horizontale grisée à 582 HV0.1 représente la dureté du matériau de base. Enfin, les diagonales d'empreintes sont comprises entre 17 et 20 μm, ce qui est satisfaisant pour la représentativité des mesures compte tenu des dimensions des différentes phases. Le grenaillage G2 introduit un gradient de dureté dans l'épaisseur, tandis que pour l'échantillon NG la dureté n'évolue pas en proche surface et reste proche de la dureté à cœur représentative du matériau de base. En revanche, l'Inconel 718 DA s'écrouit lentement et le durcissement après grenaillage est moins marqué que pour d'autres matériaux [7]. Il est donc difficile de définir précisément à partir des mesures de dureté la profondeur écrouie après traitement. Pour la même raison il est difficile de déceler un effet de l'épaisseur de plaque à partir de filiations de dureté obtenues sur les plaques de 5 et 2 mm d'épaisseur.

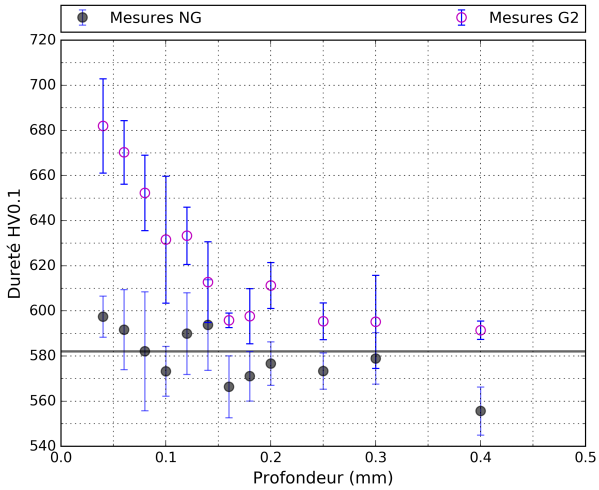


FIGURE II.19 – Filiations de dureté sur échantillons non grenaillé (NG) et grenaillé G2

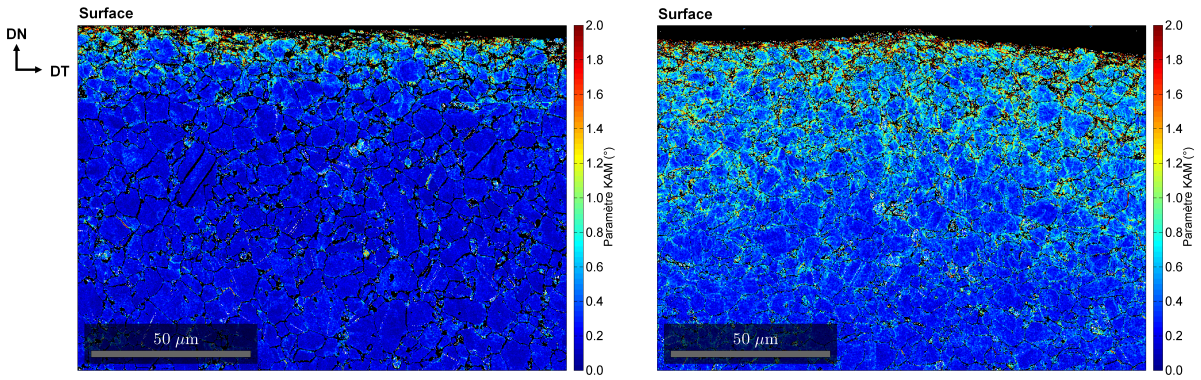
Concernant les analyses EBSD dont les conditions opératoires sont rappelées en **Annexe F**, deux paramètres doivent être spécifiés pour la représentation des cartographies de **désorientation angulaire moyenne locale** (KAM) : la taille des zones Kernel ainsi que la désorientation maximale tolérée. Dans cette étude, le premier paramètre est défini en utilisant les premiers plus proches voisins, tandis que le second est fixé à 10°. Les cartographies obtenues pour deux échantillons d'épaisseur 10 mm sont données sur la **Figure II.20** afin d'illustrer l'impact du grenaillage G2 sur la répartition du KAM dans la section. À partir de ce type de cartographie, il est possible de tracer les distributions dans la profondeur en prenant une valeur de KAM moyennée à isoprofondeur le long d'une ligne de 1 pixel d'épaisseur. Toutefois les profils peuvent être fortement bruités en raison de la quantité de pixels non indexés, particulièrement en proche surface (**Figure II.21a**). Afin d'étudier l'effet épaisseur mince sur le KAM post-grenaillage, la comparaison entre les distributions dans la profondeur est donnée sur la **Figure II.21b** avec :

7. Comme par exemple pour l'acier AISI 301LN où la dureté augmente d'environ 70% après grenaillage (intensité F16A, recouvrement 120%) [Guiheux 2016].

- Une moyenne glissante dans la profondeur, par intervalle de 11 lignes de pixels : pour un pas d'acquisition compris entre 180 et 300 nm, les valeurs du KAM sont donc moyennées sur une épaisseur comprise entre 2 et 3 μm environ ;
- Des barres d'erreurs représentant ± 1 écart-type lié à l'écart à la valeur du KAM moyenné ;
- Le zéro de l'axe des abscisses défini arbitrairement par seuillage du nombre de pixels indexés : les résultats sont affichés lorsqu'au moins 50% des pixels sont indexés.

Les résultats montrent que :

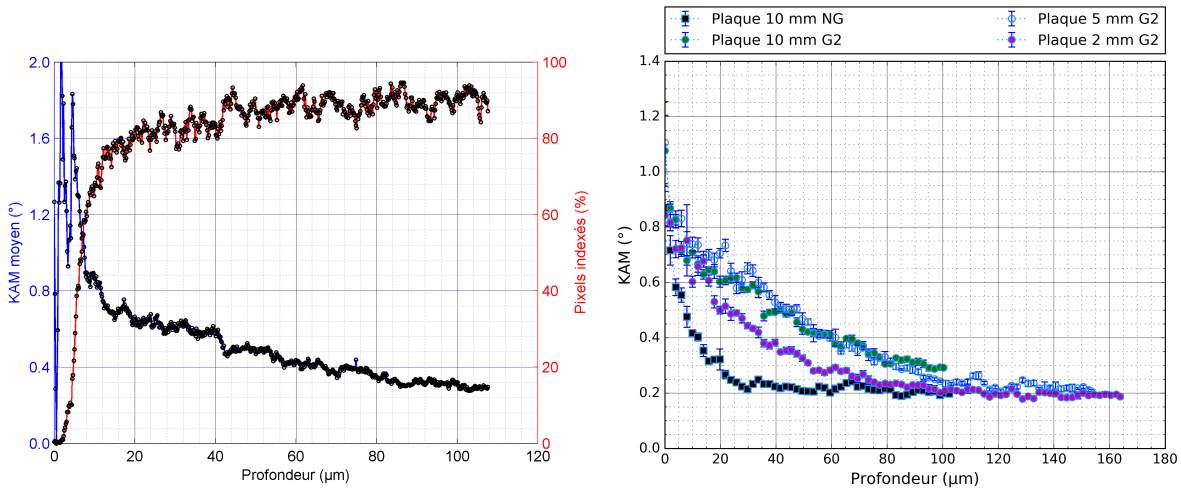
- Quel que soit l'échantillon analysé, la valeur du KAM à cœur vaut 0.2° ;
- Pour les échantillons d'épaisseur 10 mm : le profil pour l'état NG fait apparaître un fort gradient de KAM à la surface de l'échantillon sur une profondeur de 30 μm, tandis que la profondeur de la couche plastifiée pour l'état G2 vaut approximativement 120 μm ;
- Il y a un excellent accord entre les profils des échantillons grenaillés d'épaisseur 10 et 5 mm. Seule la distribution du KAM pour la plaque grenaillée d'épaisseur 2 mm est différente, avec un retour du KAM à 0.2° proche de 80 μm. Or la profondeur affectée en termes de largeurs de corde (ou de contraintes résiduelles) est supérieure, proche de 215 μm, ce qui pose des questions.



(a) Échantillon non grenaillé (NG)

(b) Échantillon grenaillé G2

FIGURE II.20 – Cartographies de KAM obtenues sur plaques planes d'épaisseur 10 mm



(a) Résultats bruts sur plaque grenaillée (H = 10 mm)

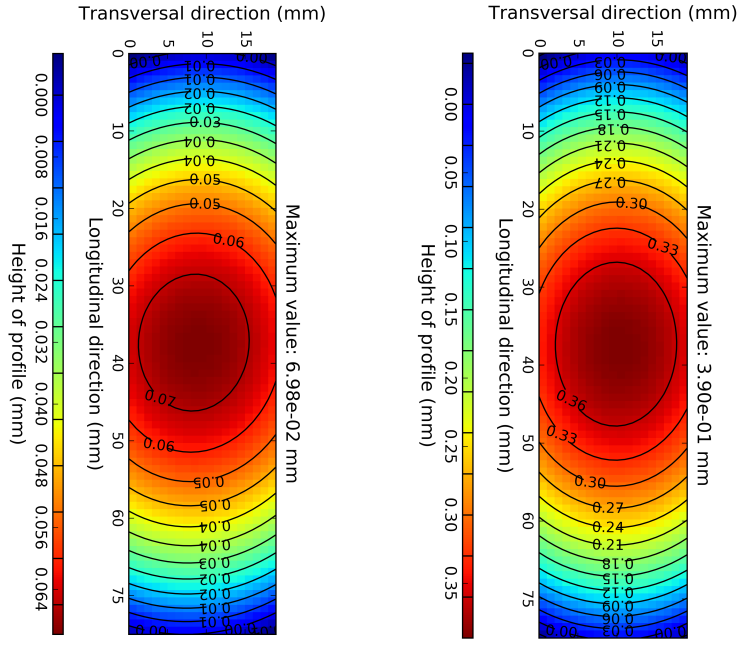
(b) Effet épaisseur mince après traitement des données

FIGURE II.21 – Distributions du KAM dans la profondeur

4.3.3 Déformées

Des analyses de forme par MMT sont conduites sur les échantillons avant puis après grenaillage, sur la face impactée lors du traitement. La tolérance à la planéité spécifiée lors de l'usinage étant de 0.02 mm, les mesures avant grenaillage doivent permettre de tenir compte d'éventuels défauts de forme. Les données sont ensuite traitées conformément à la démarche décrite dans la **Partie II–2.5**. Le résultat obtenu est la déformée induite par le procédé de grenaillage. Si pour les plaques d'épaisseur 10 mm, les déformées induites ne sont pas suffisantes pour être mesurées via la MMT, en revanche pour les plaques plus fines de 5 et 2 mm d'épaisseur elles sont clairement visibles sur la **Figure II.22** :

- La flèche maximale se situe au centre, avec une valeur plus élevée pour la plaque mince d'épaisseur 2 mm (390 μm contre 70 μm pour la plaque de 5 mm d'épaisseur) ;
- Les cartographies des déformées indiquent également qu'après grenaillage les échantillons sont bombés avec systématiquement un rayon de courbure dans le sens long supérieur à celui mesuré dans le sens transverse.



(a) Plaque d'épaisseur H = 5 mm (b) Plaque d'épaisseur H = 2 mm

FIGURE II.22 – Cartographies des déformées induites par grenaillage

4.3.4 Discussions

Dans le cas d'un grenaillage uniforme sur la face avant de plaques planes en Inconel 718 DA, les résultats expérimentaux qui viennent d'être présentés permettent de caractériser les effets induits par l'épaisseur des plaques sur : la redistribution des contraintes, la profondeur plastifiée et les déformées. Si les profils de contraintes sont sensiblement les mêmes pour les plaques de 10 mm et 5 mm d'épaisseur, en revanche lorsque H = 2 mm il y a des écarts significatifs. Trois éléments sont particulièrement remarquables : une non équibiaxialité des contraintes, un maximum de compression supérieur à celui des plaques plus épaisses, et une plus grande variabilité des résultats de mesures. Par ailleurs, en termes de déformées, la flèche maximale augmente lorsque H diminue, et le rayon de courbure dans le sens long est supérieur à celui mesuré dans le sens transverse.

En négligeant les effets de la mesure, de la microstructure et des dispersions procédé pour les raisons évoquées dans la **Partie II–1**, une combinaison de trois facteurs peut être avancée pour expliquer les écarts de contraintes des plaques minces avec la plaque massive d'épaisseur 10 mm, ainsi que la courbure des plaques plus importante dans le sens long :

- Un **effet structure** (ou géométrie complexe) lié à l'épaisseur de plaque :
  - La diminution de l'épaisseur de plaque se traduit par un ratio entre la profondeur affectée par le traitement et l'épaisseur H plus important, ce qui affecte la redistribution des contraintes et les déformées après grenaillage ;
  - La diminution de l'épaisseur peut également occasionner une sensibilité à la plus forte rigidité de la plaque dans le sens court, c'est-à-dire dans la direction transverse.

- Un **effet de l'état de contraintes initial** avant grenaillage :
  - Lors de l'usinage, il y a reprise des faces planes par fraisage, ce qui génère un état de contraintes superficiel qui n'est pas neutre avant grenaillage ;
  - Si le grenaillage efface l'historique d'usinage sur la face avant des plaques, en revanche la face non grenaillée au dos des plaques (ainsi que les faces latérales) conserve des hétérogénéités de contraintes induites par le fraisage ;
  - Sur plaques minces, la non équibiaxialité des contraintes en face arrière peut avoir un effet plus que substantiel sur les contraintes et déformées induites après grenaillage.

- Un **effet du bridage** des éprouvettes lors du grenaillage :
  - Les plaques minces sont bridées sur un support Almen avec un couple de serrage de 2 Nm ;
  - Le dispositif de fixation induit une rigidité dans la direction longitudinale plus importante ;
  - Si la plaque est suffisamment mince, la différence de rigidité peut être à l'origine d'une surcompression dans la direction longitudinale ;
  - Et si le bridage est imparfait, l'échantillon peut se déformer au cours du grenaillage.

Les résultats de mesures ne permettent pas de quantifier la contribution de chacun d'eux. Les effets de structure et de l'état initial interviennent principalement après grenaillage, lors du débridage des plaques et de la redistribution des contraintes. En revanche l'effet du système de fixation des éprouvettes intervient pendant l'opération de grenaillage : le traitement vu par les plaques minces d'épaisseur 2 mm est donc potentiellement différent de celui vu par les plaques plus épaisses en termes de déformations plastiques. Si cet effet du bridage n'est pas remarquable à partir des profils de largeurs de corde (plus sensibles aux incompatibilités de déformations et aux contraintes résiduelles), il est en revanche décelable à partir des résultats d'analyses EBSD sur la **Figure II.21b** : la distribution du KAM causée par le gradient de déformations plastiques n'est clairement pas semblable à celle pour les plaques plus épaisses. Finalement, bien que les paramètres procédé soient fixés (condition G2, distance de travail, etc.), le traitement vu par les plaques minces d'épaisseur 2 mm en terme d'activité plastique est différent.

4.4 Influence d'une inhomogénéité de traitement

L'aspect géométrie complexe est aussi étroitement lié à l'homogénéité du traitement : les courbures et angles vifs ont une répercussion directe sur les vitesses d'impact des billes sur la surface du composant, et par suite sur l'état mécanique post-grenaillage. L'objectif ici est de caractériser l'état mécanique et géométrique des plaques planes ayant subies un traitement inhomogène, mais qui reste simple à reproduire : celui d'un grenaillage partiel et discontinu où seule la moitié de la surface est traitée.

4.4.1 Analyses de contraintes

Des analyses de contraintes sont d'abord réalisées à la surface des plaques planes grenaillées partiellement. Les résultats sont donnés pour la condition G2 sur la **Figure II.23**, avec :

- Pour une plaque d'épaisseur H = 10 mm : deux points de mesure de part et d'autre de l'interface entre les zones grenaillée et non grenaillée.
- Pour les plaques d'épaisseur H = 5 mm et H = 2 mm : une quantité d'éprouvettes doublée, et trois points de mesure de part et d'autre de l'interface entre les zones grenaillée et non grenaillée.

Les résultats font apparaître une évolution marquée des contraintes normales à l'interface avec des niveaux comparables à ceux déterminés sur des échantillons non grenaillés ou grenaillés de façon homogène G2. En revanche il y a peu d'évolution des contraintes de cisaillement et des largeurs de corde le long des surfaces grenaillées partiellement. Pour détecter d'éventuels effets du traitement sur la redistribution des champs en sous-couche, des analyses de contraintes sont également réalisées dans la profondeur des échantillons, dans les zones grenaillée et non grenaillée, à 3 mm de l'interface. Les résultats sont donnés en **Annexe D.2.3** mais ne permettent pas de voir un quelconque effet de l'inhomogénéité du traitement [8].

4.4.2 Caractérisation de l'écrouissage

Les analyses portent sur un échantillon d'épaisseur 10 mm et doivent permettre de caractériser l'interface en termes de dureté Vickers et de KAM. Les filiations de dureté sont d'abord réalisées dans la profondeur des zones grenaillée et non grenaillée : les résultats sont comparables à ceux obtenus sur la **Figure II.19**. Puis des points de dureté sont réalisés à proximité de l'interface :

- Le long de l'éprouvette, sur une distance de 24 mm et par incrément de 1 mm ;
- Pour trois distances à la surface : 40, 90 et 140 μm de profondeur.

Les résultats sont présentés sur la **Figure II.24** avec une asymptote horizontale grisée à 582 HV0.1 représentant la dureté du matériau de base. Malgré la forte variabilité des résultats de microdureté propre au matériau Inconel 718 DA et qui peut perturber l'analyse des profils, le passage de la zone grenaillée à la zone non grenaillée est caractérisé par des niveaux de dureté plus faibles et plus resserrés indépendamment de la profondeur. La frontière entre les deux zones est tout aussi perceptible à partir de la cartographie de KAM sur la **Figure II.25** : outre l'étendue de la zone plastifiée, un repli de matière encadré en rouge sur la figure permet de localiser précisément l'interface.

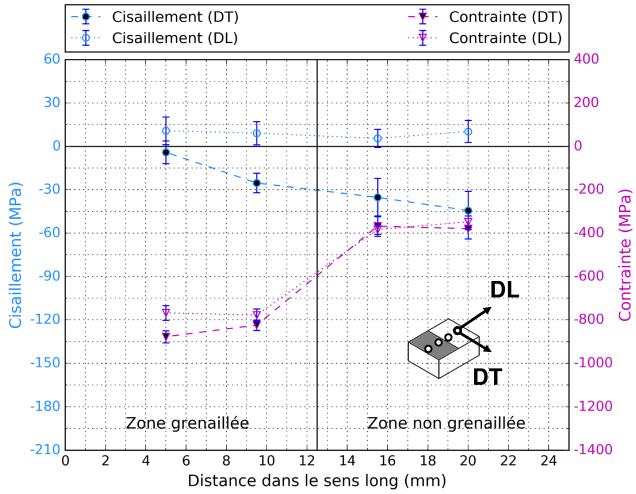
4.4.3 Déformées

Des analyses de forme avec un rugosimètre 3D sont conduites après grenaillage sur la face avant des échantillons d'épaisseur 5 et 2 mm, avec :

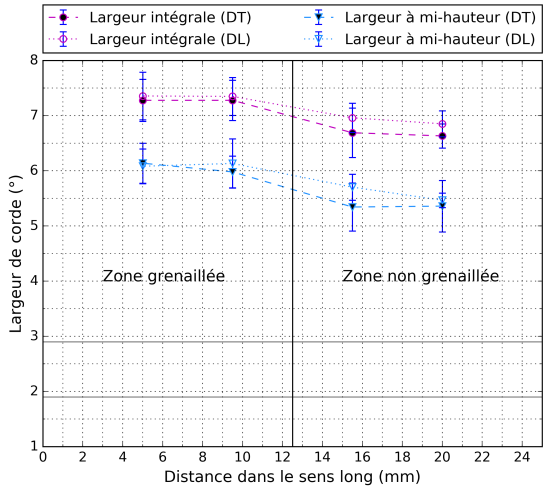
- Dimensions de la face avant : 75 mm $\times$ 19 mm ;
- Dimensions de la surface mesurée : 69 mm $\times$ 16.5 mm ;
- Un pas d'acquisition de 2 μm dans le sens long et de 250 μm dans le sens transverse, soit environ 2 300 000 points de mesure (contre 2 800 pour des analyses de forme par MMT) ;
- Une vitesse de déplacement du palpeur fixée à 0.3 mm.s^{-1} ;
- Un temps total d'acquisition de 8 heures.

Pour tenir compte du défaut de parallélisme entre le support d'éprouvette et le plan de travail, une correction est apportée aux résultats de mesures pour le dégauchissement. Cette correction consiste à réaliser un redressement de la surface mesurée par une rotation avec la méthode des moindres carrés. La surface de référence est constituée des deux extrémités de l'éprouvette de dimensions 1 mm $\times$ 16.5 mm. Les cartographies obtenues sont données sur la **Figure II.26** et font apparaître des déformées semblables pour les deux éprouvettes avec une flèche maximale située au-dessus de l'interface, dans la zone grenaillée.

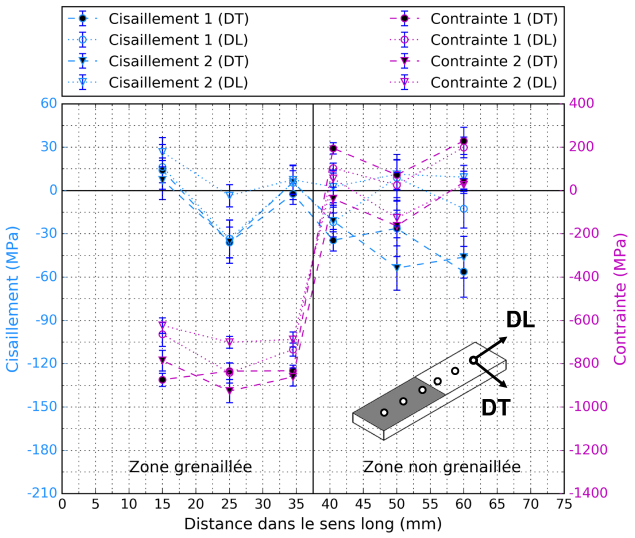
8. À l'exception des niveaux de contraintes à cœur plus faibles, mais qui s'explique par l'inadéquation de la méthode de correction des contraintes mesurées.



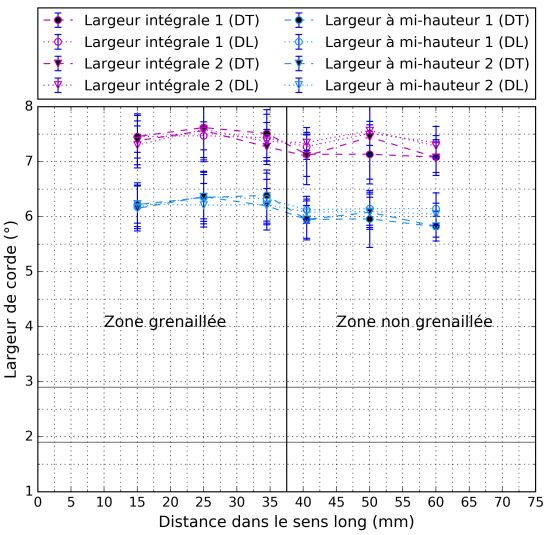
(a) H = 10 mm : profils de contraintes



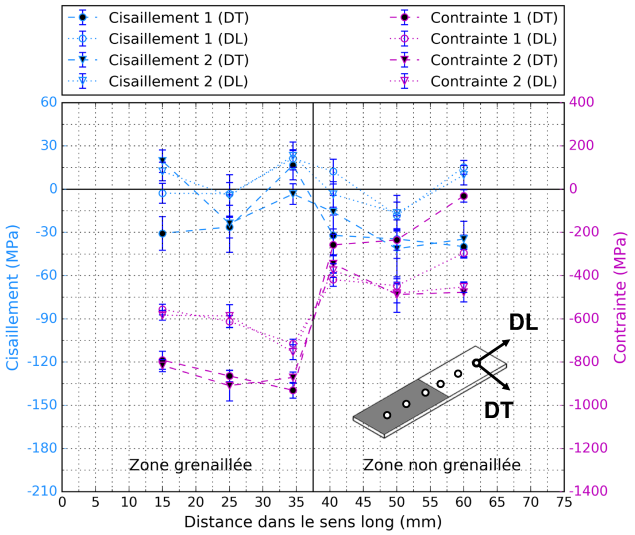
(b) H = 10 mm : profils de largeurs de corde



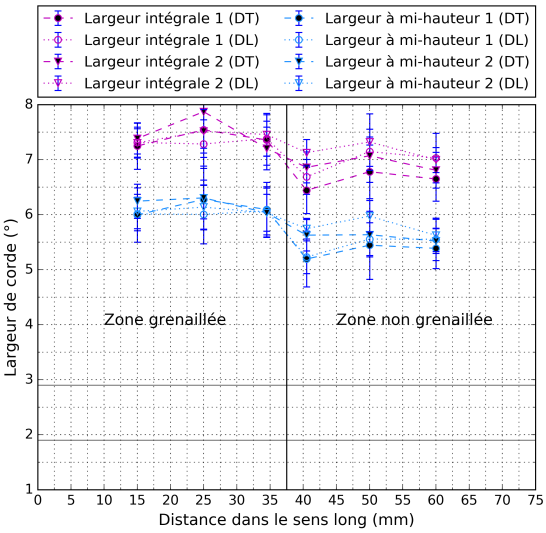
(c) H = 5 mm : profils de contraintes



(d) H = 5 mm : profils de largeurs de corde



(e) H = 2 mm : profils de contraintes



(f) H = 2 mm : profils de largeurs de corde

FIGURE II.23 – Résultat des analyses de contraintes en surface d'échantillons plans d'épaisseur H grenaillés partiellement avec la condition G2

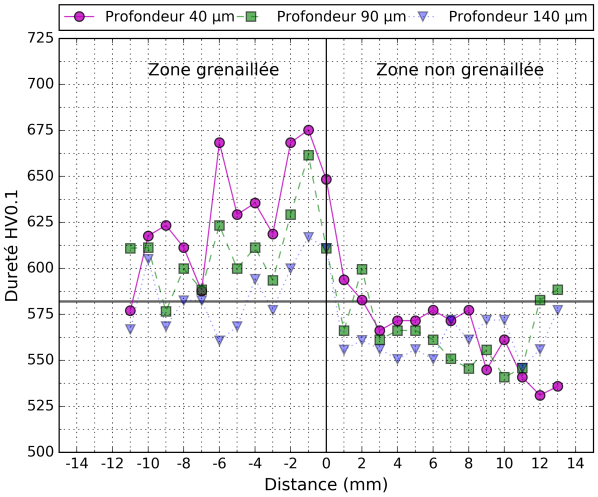


FIGURE II.24 – Évolution de la dureté le long d'un échantillon grenaillé partiellement G2

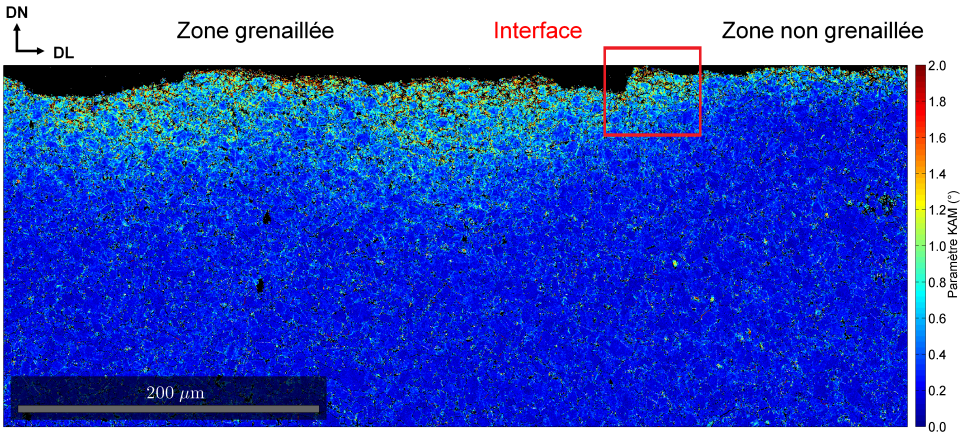
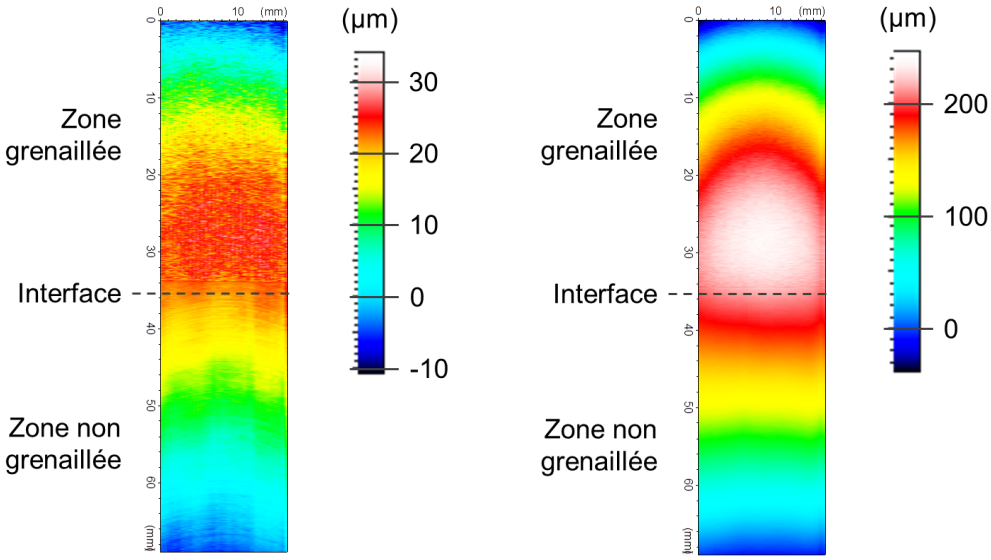


FIGURE II.25 – Cartographie de KAM à l'interface des zones grenaillée et non grenaillée



(a) Plaque d'épaisseur $H = 5$ mm

(b) Plaque d'épaisseur $H = 2$ mm

FIGURE II.26 – Cartographies des déformées induites par un grenaillage partiel

Chapitre II – Section 5

Étude de l'impact du grenaillage sur géométries courbes

L'étude sur géométries courbes traite de barreaux cylindriques et plaques rainurées grenaillés avec la condition de grenaillage G2. Deux diamètres sont étudiés (16 mm et 6 mm) et les résultats d'analyses présentés dans cette partie se limitent aux seules analyses de contraintes par diffraction des rayons X (DRX). Pour autant des mesures de rugosité, de microdureté et des analyses par EBSD ont été effectuées après grenaillage G2 sur un échantillon cylindrique de diamètre 6 mm. Les résultats de ces mesures sont comparables à ceux obtenus sur la plaque plane grenaillée d'épaisseur 10 mm, ce qui à première vue semble attester d'un traitement similaire malgré la géométrie de l'échantillon.

5.1 Analyses de contraintes

Les résultats des analyses de contraintes par DRX dans la profondeur des échantillons sont fournis sur les **Figures II.27** et **II.28** avec :

- Deux directions d'analyses : axiale (Axi) et circonférentielle (Circ) ;
- Des enlèvements de matière circulaires de 4 mm de diamètre ;
- Pour les plaques rainurées, une zone analysée située en fond d'entaille (**Figure II.29**) ;
- Une surface irradiée délimitée par un adhésif de masquage qui laisse apparaître un rectangle de 3 mm de long (dans la direction axiale) par 1 mm de large (dans la direction circonférentielle) ;
- Des profils de contraintes normales σ_Φ bruts, non corrigés de l'enlèvement de matière [1].

Pour les géométries convexes et concaves, lorsque le diamètre diminue et passe à 6 mm, la redistribution des **contraintes résiduelles** engendre un écart à l'équibiaxialité : les contraintes de compression dans la direction axiale (de courbure nulle) sont plus importantes de 200 à 300 MPa que dans la direction circonférentielle, en surface comme en profondeur. De plus, en comparant les profils de contraintes entre formes convexes et concaves, il s'avère que le maximum de compression est localisé plus profondément pour les barreaux cylindriques (à environ 70 μm contre 40 μm pour les plaques rainurées).

Par ailleurs, indépendamment du rayon de courbure des échantillons, les profils de **largeurs de corde** pour les quatre échantillons ne sont pas les mêmes : les valeurs de FWHM en surface sont comprises entre 5° et 7°. En revanche les profondeurs affectées restent approximativement identiques et comprises entre 200 et 250 μm. Enfin ce qui est également notable pour le cas des barreaux cylindriques, c'est l'écart des largeurs de corde à cœur avec la valeur du métal de base.

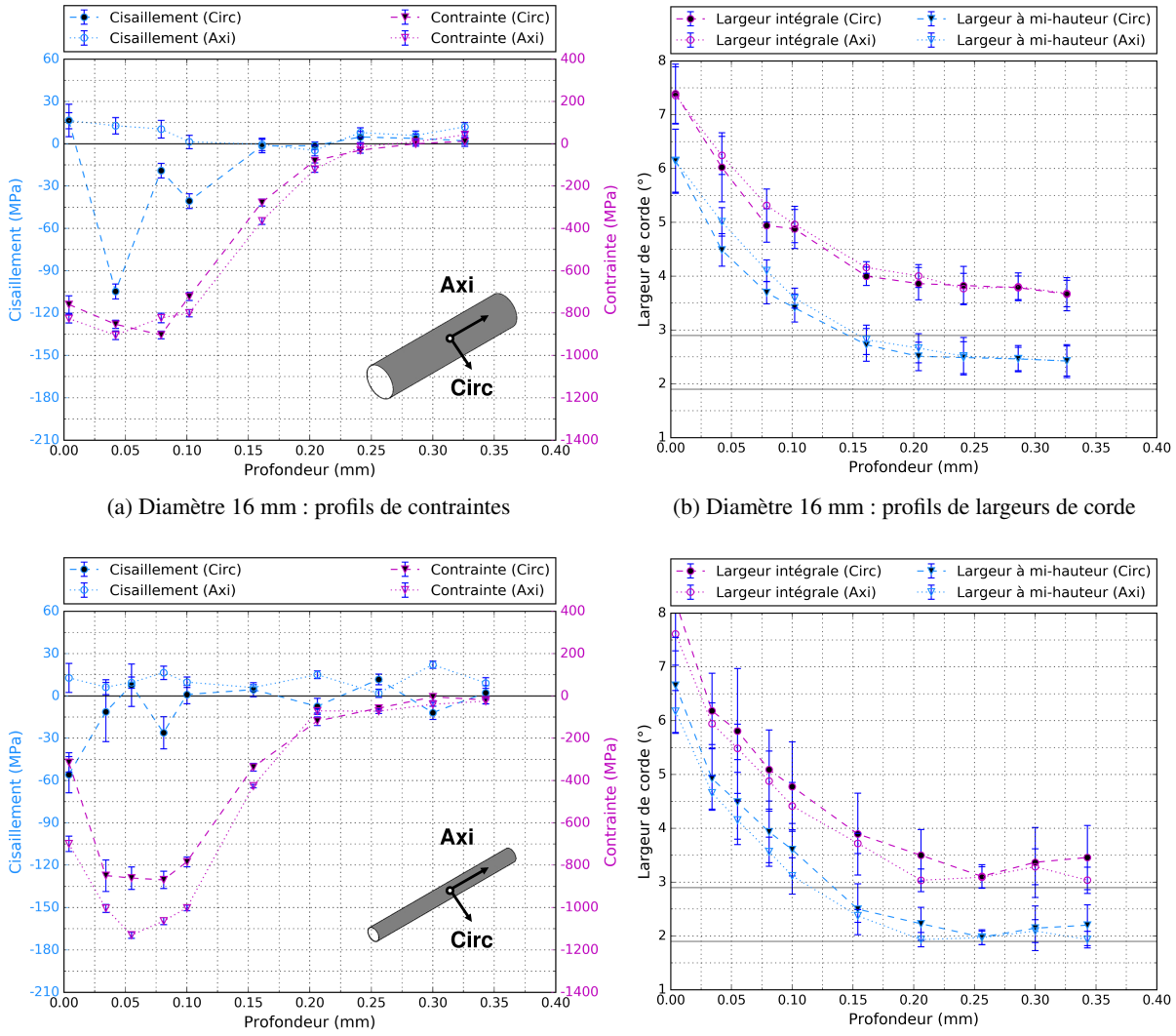
5.2 Discussions

Dans le cas du grenaillage G2 des barreaux cylindriques et plaques rainurées en Inconel 718 DA, les résultats expérimentaux qui viennent d'être présentés doivent permettre de caractériser les effets de convexité et de concavité sur la redistribution des contraintes et la profondeur plastifiée. Néanmoins, bien que des précautions aient été prises afin de figer la microstructure du matériau grenaillé et pour assurer un traitement homogène :

1. Aucune approche analytique n'existe pour corriger simplement les contraintes mesurées d'un enlèvement de matière local sur une forme courbe.

- Les profils de largeurs de corde pour l'échantillon cylindrique de diamètre 16 mm sur la **Figure II.27b** font apparaître des valeurs à cœur qui ne coïncident pas avec celles du matériau de base, ce qui semble indiquer un effet de la microstructure ;
- Les profils de largeurs de corde obtenus dans la profondeur des quatre échantillons ne sont pas les mêmes, signe que le traitement de grenaillage n'est pas identique (variabilité du recouvrement et/ou des vitesses d'impact).

Pour ces raisons, il est difficile de voir dans l'évolution des contraintes mesurées le seul effet du ré-équilibrage induit par la géométrie. Néanmoins, pour les barreaux cylindriques comme pour les plaques rainurées, il est intéressant de constater que la diminution du rayon de courbure se traduit par un écart à l'équibiaxialité des contraintes avec une contrainte maximale de compression dans la direction axiale supérieure à celle dans la direction circonférentielle.



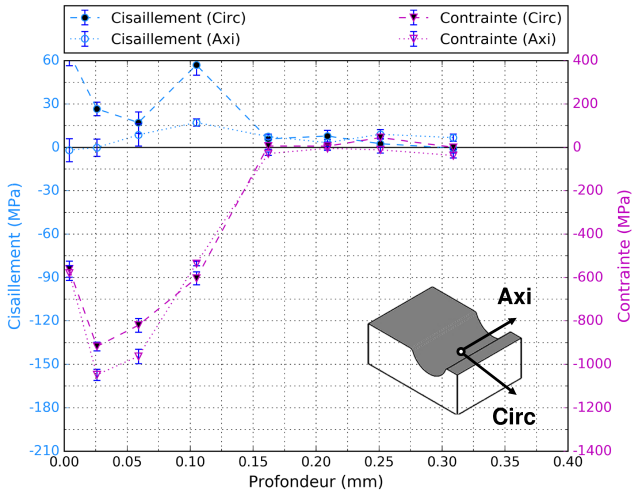
(a) Diamètre 16 mm : profils de contraintes

(b) Diamètre 16 mm : profils de largeurs de corde

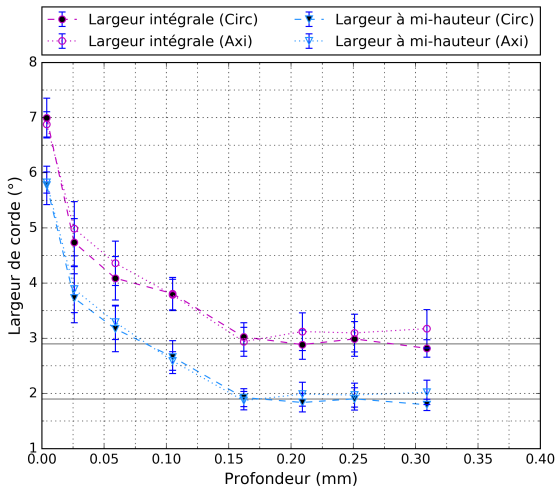
(c) Diamètre 6 mm : profils de contraintes

(d) Diamètre 6 mm : profils de largeurs de corde

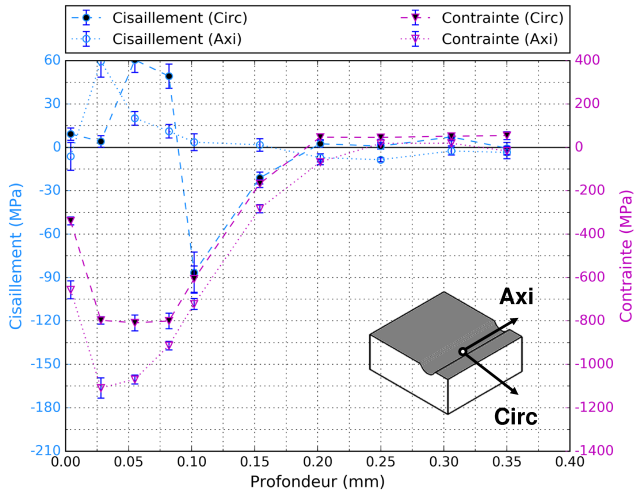
FIGURE II.27 – Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur des barreaux cylindriques



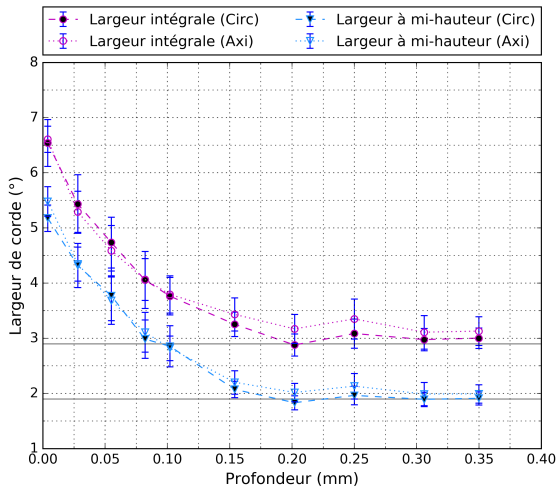
(a) Diamètre 16 mm : profils de contraintes



(b) Diamètre 16 mm : profils de largeurs de corde

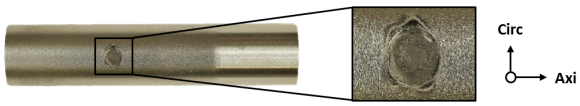


(c) Diamètre 6 mm : profils de contraintes

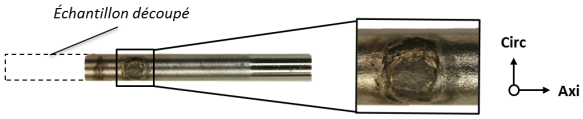


(d) Diamètre 6 mm : profils de largeurs de corde

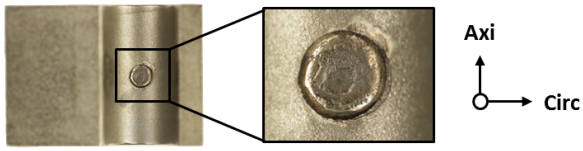
FIGURE II.28 – Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur des plaques rainurées



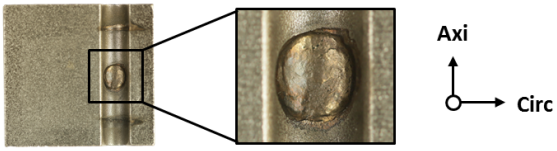
(a) Barreau cylindrique de diamètre 16 mm



(b) Barreau cylindrique de diamètre 6 mm



(c) Plaque rainurée de diamètre 16 mm



(d) Plaque rainurée de diamètre 6 mm

FIGURE II.29 – Photographie des enlèvements de matière sur géométries courbes

Chapitre II – Section 6

Conclusions sur l'étude expérimentale

Ce chapitre a d'abord permis de fixer un cadre de travail vis-à-vis des techniques expérimentales : la présentation de l'installation et des paramètres de grenaillage, celle des moyens de mesure avant et après traitement des échantillons, celle des conditions opératoires, et la description des traitements de données. Ce travail préparatoire n'est pas anecdotique puisqu'il permet de justifier la maîtrise du procédé de grenaillage, la répétabilité des mesures, et la fiabilité des résultats présentés. Dans ce sens, une étude préliminaire a également permis de vérifier certaines hypothèses de travail relatives aux analyses de contraintes par diffraction des rayons X. Des acquisitions diffractométriques ont permis de compléter les connaissances sur le comportement de l'alliage Inconel 718 DA : la représentation statistique de l'état mécanique du volume irradié est satisfaisante, et le calcul des contraintes en élasticité isotrope pour un matériau monophasé est appropriée.

L'étude expérimentale a ensuite apporté des éléments pour la compréhension et la justification des **effets du grenaillage** sur l'état mécanique, microstructural et l'état de surface des échantillons :

- Les analyses diffractométriques sur des échantillons non grenaillés démontrent l'influence de l'usinage sur l'état mécanique des échantillons. Le fraisage des faces planes génère un état de contraintes non équibiaxial et un écrouissage superficiel sur une profondeur d'environ 120 μm.
- Toutefois des analyses complémentaires par DRX réalisées après grenaillage dans la profondeur de deux échantillons, l'un à l'état brut d'usinage et l'autre à l'état poli, attestent que le traitement efface l'historique d'usinage.
- Quant aux analyses par microscopie optique et électronique, elles ne mettent pas en évidence un effet significatif du procédé de grenaillage sur la microstructure. Les proportions, morphologies et orientations des phases micrométriques sont inchangées après traitement. Elles sont d'ailleurs en excellent accord avec les données de la littérature.
- Enfin les mesures de rugosité 2D et 3D confirment l'influence du grenaillage sur la microgéométrie des échantillons. La modification des rugosités de profil ou de surface est d'ailleurs étroitement liée à la condition de grenaillage : les valeurs des critères de rugosité pour la condition G2 sont systématiquement supérieures à celles pour la condition G1.

Ce chapitre a également permis de traiter plus spécifiquement l'effet géométrie complexe en s'intéressant aux différentes sources de dispersion pour expliquer l'écart au comportement post-grenaillage d'un massif. Pour couvrir le périmètre géométrique d'application du grenaillage sur composants communiqué par les partenaires industriels du projet, trois types de géométries complexes élémentaires ont été retenues pour l'étude : des plaques planes avec différentes épaisseurs, des barreaux cylindriques et des plaques rainurées avec différents diamètres.

Pour les plaques planes grenaillées uniformément, les résultats d'analyses témoignent de l'**effet épaisseur mince** sur les contraintes résiduelles et les déformées :

- La conséquence la plus visible d'une réduction de l'épaisseur H est la déformée de la plaque qui s'accentue, avec systématiquement une courbure plus forte dans le sens long de l'éprouvette.
- En termes de contraintes résiduelles, les écarts sont subtils tant que l'épaisseur de plaque est supérieure ou égale à 5 mm. En revanche, l'état de contraintes pour les plaques minces de 2 mm d'épaisseur s'écarte nettement de celui du massif avec notamment des contraintes superficielles de compression non équibiaxiales, et un fort passage en traction en sous-couche.

Il faut toutefois être vigilant sur la lecture de ces résultats puisque, en tout état de cause, l'**effet du bridage** des échantillons et l'**effet de l'état de contraintes initial** participent aussi à expliquer les écarts et variabilités des résultats de mesures :

- Le profil KAM pour les plaques d'épaisseur 2 mm est différent de ceux pour les plaques plus épaisses. Le traitement vu par ces plaques minces paraît différent en termes d'activité plastique, ce qui semble conforter l'hypothèse d'un effet du bridage au cours du grenaillage. Ceci pourrait être préjudiciable pour la validation de la modélisation.
- Pour ce qui est de l'effet de l'état de contraintes initial au dos des plaques, s'il n'a pas été étudié expérimentalement, il le sera au moyen de l'approche de modélisation dans le prochain chapitre.

Dans le cas d'un grenaillage partiel des plaques planes, la **discontinuité du traitement** ne semble pas avoir d'effet significatif sur la redistribution des contraintes. Les résultats d'analyses de contraintes en profondeur et en surface des échantillons indiquent une frontière nette entre la zone grenaillée et la zone non grenaillée. En revanche, l'effet sur les déformées est bien entendu remarquable. Il sera d'ailleurs intéressant de voir si la modélisation est capable de décrire ces déformées si singulières.

Enfin concernant le grenaillage des géométries convexes et concaves, l'**effet du rayon de courbure** sur la redistribution des contraintes est notable, avec une forte non équibiaxilité lorsque le rayon de courbure diminue : la contrainte maximale de compression dans la direction axiale devient supérieure à celle dans la direction circonférentielle. Néanmoins, malgré les précautions prises lors de la réalisation du grenaillage, l'effet de la géométrie intervient également pendant le traitement : les profils de largeurs de corde semblent attester d'une activité plastique sensiblement différente pour chaque échantillon. En négligeant les effets de la mesure et de la microstructure, cela traduit une variabilité du recouvrement et/ou des vitesses d'impact induite par la géométrie des échantillons. Finalement, si l'étude expérimentale constitue une base solide pour la validation des résultats de modélisation du grenaillage sur géométries complexes élémentaires, elle montre aussi que l'interaction géométrie–procédé est un facteur déterminant sur les résultantes du grenaillage.

Chapitre III

Modélisation des contraintes résiduelles et des déformées post-grenaillage sur géométries complexes

Sommaire

1 Introduction **83**
1.1 Choix de la modélisation 83
1.2 Objectifs 84

2 Présentation de l'approche de modélisation **85**
2.1 Principe 85
2.2 Relations théoriques 85
2.3 Intégration dans un code de calcul 86
2.3.1 Objectifs 86
2.3.2 Environnement de travail 86
2.3.3 Algorithme de calcul 86

3 Validation de la modélisation sur plaques planes **88**
3.1 Étapes de la modélisation 88
3.1.1 Construction du profil massif semi-infini 88
3.1.2 Construction du modèle éléments finis 89
3.2 Cas d'un grenaillage uniforme 90
3.2.1 Comparaison avec la solution analytique 90
3.2.2 Comparaison avec l'expérimentation 92
3.2.3 Effet du fraisage 94
3.2.4 Effet de la correction des contraintes expérimentales 98
3.3 Cas d'un grenaillage partiel 100

4 Application aux géométries courbes **103**
4.1 Modélisation 103
4.2 Analyse des résultats sur barreaux cylindriques 105
4.2.1 Comparaison avec la solution analytique 105
4.2.2 Comparaison avec l'expérimentation 106
4.3 Analyse des résultats sur plaques rainurées 108

5 Conclusions sur l'approche de modélisation **110**

Chapitre III – Section 1

Introduction

1.1 Choix de la modélisation

L'approche de modélisation utilisée pour l'étude est soigneusement choisie : le modèle doit être indépendant du matériau traité, et le calcul EF doit permettre de générer un champ de contraintes résiduelles qui tienne compte des effets de la géométrie. Les trois principales approches rencontrées dans la littérature pour la prédiction des contraintes résiduelles de grenaillage ont été passées en revue dans la **Partie I–3** : les méthodes analytiques (analyse dimensionnelle et analyse élastoplastique simplifiée [Zarka 1976]), la méthode déterministe via la simulation des impacts de billes, et la méthode de reconstruction des eigenstrains. L'étude bibliographique rendait compte des avantages et limites de chacune d'elles compte tenu de la géométrie du composant traité, du temps de calcul, et des moyens de caractérisation engagés :

- Si les méthodes analytiques présentent l'avantage d'être relativement simples d'usage, leur champ d'application se limite à des géométries massives et planes. D'autre part, la mise en œuvre de l'analyse dimensionnelle nécessiterait une calibration des constantes adimensionnées à partir de résultats numériques ou expérimentaux, ce qui n'est pas envisageable ici. Quant à l'analyse élastoplastique simplifiée, les résultats du calcul sont donnés en **Annexe C.4** pour les conditions de grenaillage G1 et G2 sur Inconel 718 DA. Malgré la non prise en compte du recouvrement et de l'angle d'incidence des billes, le modèle prédit relativement bien l'épaisseur de la couche en compression ainsi que le maximum de compression. En revanche, il surestime la contrainte en surface.

- De même, la simulation du procédé par impacts successifs n'est ici pas adaptée. D'une part parce qu'une modélisation multi-impacts n'est pas triviale et nécessite notamment des données complètes sur le comportement matériau de la grenaille et du matériau traité. D'autre part parce que les temps de calculs peuvent parfois être considérables et incompatibles avec les contraintes industrielles : c'est le cas lorsque le recouvrement simulé est élevé, ou bien lorsque la surface traitée est trop grande ou trop complexe. Néanmoins le projet CONDOR traite de ce type de simulation, en particulier pour l'alliage Inconel 718 DA dans les travaux de [Boyer 2017b].

- Sur la base de ces éléments et des objectifs du projet CONDOR, la méthode de reconstruction des eigenstrains est la méthode la plus appropriée pour l'étude de l'impact du grenaillage sur des composants mécaniques à géométrie complexe. Cette approche par transfert de champs permet de dissocier l'effet matériau, qui génère les eigenstrains, de celui des conditions aux limites du problème, et plus spécifiquement de la géométrie du composant, qui induit un rééquilibrage des contraintes résiduelles. Par ailleurs les temps de calculs sont raisonnables, et elle requiert seulement la connaissance de la distribution des contraintes dans la profondeur d'un échantillon étalon traité de façon identique.

L'hypothèse de base de la méthode de reconstruction des eigenstrains consiste à dire que les déformations plastiques générées par le grenaillage sont géométriquement indépendantes. Connaissant la distribution des contraintes dans la profondeur d'un bloc étalon, il est possible de remonter analytiquement à celle des déformations plastiques. La modélisation du grenaillage sur un composant à géométrie complexe est ensuite assurée par plaquage de champs via un code de calcul par EF. Toutefois, la plupart des codes de calcul ne disposent pas des fonctionnalités qui permettent d'initialiser directement les

déformations plastiques aux points d'intégration du maillage. L'opération de transfert des déformations plastiques dans un modèle EF est généralement réalisée à partir de l'une des méthodes présentées dans la **Partie I–3.3.2**.

Dans le cadre de l'étude, le choix est fait d'assurer le transfert des déformations plastiques du bloc étalon au composant mécanique par la méthode d'initialisation des contraintes. Si l'implémentation de la méthode diffère de celle par chargement thermique fictif illustrée dans [Benedetti 2016b], les champs de contraintes résiduelles modélisés dans le composant après calcul sont les mêmes : les deux méthodes sont équivalentes. En revanche, la méthode par initialisation des contraintes a tout de même quelques avantages sur sa rivale : nul besoin de spécifier des lois de comportement différentes dans la profondeur de l'échantillon, il n'y a pas non plus d'artéfact indésirable lié à l'affichage des distributions de contraintes dans la profondeur [1], et poursuivre l'analyse avec un chargement thermique est envisageable. Enfin, contrairement à la méthode d'initialisation des contraintes, si l'implémentation de la méthode thermique fictive permet de générer dans le modèle EF de la déformation plastique, le bénéfice est ici limité : d'une part parce que cette déformation représente uniquement la partie incompatible à l'origine des contraintes résiduelles [2], et d'autre part parce que, dans le chapitre suivant, la poursuite des analyses en fatigue est prévue dans le domaine HCF.

1.2 Objectifs

Ce chapitre est essentiellement destiné à appliquer l'approche de modélisation sur des géométries complexes élémentaires en Inconel 718 DA : éprouvettes plates avec différentes épaisseurs, barreaux cylindriques et plaques rainurées avec différents diamètres. L'intérêt est triple :

- Le premier est de pouvoir valider l'implémentation de l'approche à partir de la comparaison des résultats de modélisation avec les solutions des modèles analytiques existants (modèle de la plaque infinie d'épaisseur H, et modèle du cylindre infiniment long) présentés dans la **Partie I–1.2.2**.

- Il s'agit ensuite d'établir si la modélisation est prédictive en comparant les résultats avec les mesures de contraintes et de déformées présentées dans les **Parties II–4** et **II–5**. L'objectif est de pouvoir apporter des règles métier vis-à-vis de la géométrie du composant traité pour l'utilisation de l'approche de modélisation.

- Enfin, ces cas d'applications permettent d'investiguer numériquement l'effet de la géométrie sur la redistribution des contraintes résiduelles en donnant pour les différents géométries complexes élémentaires les distributions de contraintes dans la profondeur, puis en les comparant au profil de contraintes dans le massif semi-infini.

Si la principale contribution de ces travaux est la comparaison entre modélisation et expérimentation pour plusieurs géométries complexes élémentaires, une réflexion est aussi conduite autour des sources potentielles de dispersion des résultats. D'une part vis-à-vis des résultats de modélisation (contraintes et déformées) en tenant compte de la variabilité des propriétés élastiques, et de l'effet d'un état de contraintes préexistant. D'autre part vis-à-vis des résultats d'analyses de contraintes en appliquant la méthode de correction semi-numérique proposée dans [Savaria 2012] et qui permet de tenir compte des effets d'un enlèvement de matière local sur une géométrie complexe.

1. Les profils de contraintes après calcul thermique fictif sont généralement sous forme d'escalier.
2. Dans le cas du grenaillage de précontrainte sur Inconel 718 DA par exemple : la déformation plastique équivalente maximale en proche surface déterminée après calcul multi-impacts est comprise entre 15 et 20% [Boyer 2017b], tandis que la partie incompatible avoisine les 3%.

Chapitre III – Section 2

Présentation de l'approche de modélisation

L'objectif ici est de décrire plus en détails l'approche mise en place pour la modélisation des contraintes résiduelles et de déformées sur géométries complexes. Il s'agit notamment de définir les hypothèses du modèle, les relations théoriques, ainsi que les outils utilisés pour l'intégration de la méthode de reconstruction des eigenstrains dans un code de calcul EF.

2.1 Principe

La démarche consiste à modéliser dans un code de calcul EF la géométrie de la pièce traitée, puis à introduire localement un champ de contraintes non équilibré calculé à partir du gradient de déformations plastiques qui existerait dans un massif semi-infini (supposé grenaillé dans des conditions identiques à la pièce). Après un calcul statique de rééquilibrage élastique, le champ de contraintes résultant tient compte des effets de la géométrie et doit s'approcher du champ de contraintes résiduelles dans la pièce grenaillée. La modélisation donne également accès à la déformée du composant après grenaillage.

2.2 Relations théoriques

L'implémentation de la méthode est prévue pour que l'introduction du champ de contraintes initial (non équilibré) dans le modèle EF soit suivie d'un calcul statique de rééquilibrage. Puisque ce calcul est une opération purement élastique, alors le tenseur du champ de contraintes initial peut être exprimé dans un système de coordonnées local à partir de la relation d'élasticité pour un matériau isotrope :

$$\underset{=}{\sigma}^{0}_{local} = 2\mu \cdot \underset{=}{\varepsilon}^{e} + \lambda \cdot tr\left(\underset{=}{\varepsilon}^{e}\right) \cdot \underset{=}{I} \tag{III.1}$$

Avec λ et μ les coefficients de Lamé.

Par ailleurs, dans le cadre de la méthode de reconstruction des eigenstrains, c'est la distribution des déformations plastiques ε^p dans le massif semi-infini qui est utilisée pour le calcul des contraintes à introduire dans le modèle EF. C'est pourquoi il faut chercher à exprimer le tenseur $\underset{=}{\sigma}^{0}_{local}$ en fonction de ε^p. Dans l'hypothèse des petites perturbations, la déformation locale se décompose de façon additive en déformation plastique (isochore) et en déformation élastique. Initialement la déformation totale est nulle. Alors il vient :

$$\underset{=}{\sigma}^{0}_{local} = -2\mu \cdot \underset{=}{\varepsilon}^{p} = \begin{bmatrix} \sigma^0(z) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma^0(z) & 0 \\ 0 & 0 & -2\sigma^0(z) \end{bmatrix} \tag{III.2}$$

Avec :

$$\sigma^0(z) = -\frac{E}{1+\nu} \cdot \varepsilon^p(z) \tag{III.3}$$

Localement, en faisant abstraction des modifications microgéométriques, la surface du composant grenaillé peut être considérée régulière et le traitement uniforme. Dans ce cas l'hypothèse de massif semi-infini est retenue et, comme présenté dans la **Partie I–1.2.2.2**, il existe une relation simple entre contraintes résiduelles σ et déformations plastiques ε^p :

$$\varepsilon^p(z) = \frac{\nu - 1}{E} \cdot \sigma(z) \tag{III.4}$$

Où z est la profondeur dans le massif, dans un système de coordonnées défini avec le vecteur normal à la surface grenaillée.

Soit après simplification de l'équation **(III.3)** à partir de l'équation **(III.4)** :

$$\boxed{\sigma^0(z) = \frac{1-\nu}{1+\nu} \cdot \sigma(z)} \tag{III.5}$$

2.3 Intégration dans un code de calcul

2.3.1 Objectifs

Si, pour la plupart des codes de calcul EF, il est offert à l'utilisateur la possibilité d'initialiser les composantes du tenseur des contraintes aux points d'intégration des éléments du maillage, il n'existe en revanche aucun outil dédié à l'introduction d'un champ de contraintes non équilibré induit par un traitement de surface de type grenaillage. Autres points bloquants : il est aujourd'hui impossible de modéliser simplement et directement soit un champ de contraintes sur une géométrie non plane, soit un champ de contraintes non uniforme, ou bien de contrôler les régions où les contraintes sont initialisées.

Dans ces circonstances, il a fallu produire un outil numérique qui puisse dialoguer avec le code de calcul EF choisi et qui soit capable de répondre aux objectifs suivants :

- Appliquer l'outil indépendamment de la stratégie de maillage du composant, c'est-à-dire que le choix de la modélisation (3D, 2D axisymétrique, ou 2D) et du type d'éléments (hexaédrique, prismatique, tétraédrique) sont transparents pour l'outil ;
- Laisser à l'utilisateur la liberté de spécifier une ou plusieurs conditions de grenaillage en renseignant en entrée du calcul des profils de contraintes de type massif semi-infini ;
- Laisser à l'utilisateur la liberté de spécifier une ou plusieurs zones grenaillées en définissant dans le modèle EF des sets géométriques ;
- Estimer en tout point d'intégration du modèle la distance avec la surface grenaillée ;
- Calculer l'état de contraintes initial dans le repère global du composant.

2.3.2 Environnement de travail

Le logiciel ABAQUS dispose des fonctionnalités permettant d'introduire l'état de contraintes initial d'un matériau. Cette opération peut être réalisée manuellement dans le module *Load*, ou bien automatiquement via une procédure FORTRAN appelée SIGINI. Le programme proposé ici, codé en langage PYTHON, génère cette subroutine SIGINI.

Ce programme est développé dans l'environnement suivant :

- PYTHON : version 3.4 (librairies : numpy, scipy, matplotlib, openpyxl).
- ABAQUS : version 6.13.3 (solveur ABAQUS/Standard ; post-traitement ABAQUS/CAE).
- Compilateur FORTRAN : Intel parallel Studio XE 2011.

2.3.3 Algorithme de calcul

C'est dans l'écriture de la subroutine SIGINI via le programme PYTHON qu'est contenu l'essentiel du code de calcul. À l'exécution du calcul EF, la subroutine est appelée par ABAQUS pour initialiser les composantes du tenseur des contraintes à chaque point d'intégration des éléments du maillage. Elle est constituée de deux blocs :

- Un premier qui doit permettre d'identifier la condition de grenaillage : il s'agit d'abord de déterminer parmi les sets géométriques (c'est-à-dire les surfaces grenaillées) définis par l'utilisateur celui qui est le plus proche du point d'intégration considéré, puis d'identifier le profil de référence type massif semi-infini associé.
- Et un second en charge de l'écriture d'une sous-subroutine pour l'initialisation des contraintes à partir du profil massif semi-infini. Les opérations sur les points d'intégration P sont schématisées, pour un maillage hexaédrique, sur la **Figure III.1** :
  — Identification de l'élément appartenant au set géométrique le plus proche du point P ;
  — Construction du plan de projection (Q_a, Q_b, Q_c) à partir de trois nœuds situés au niveau de la surface libre de l'élément et tels que la distance avec le point d'intégration soit minimale ;
  — Construction du projeté orthogonal P' du point P sur le plan (Q_a, Q_b, Q_c) ;
  — Calcul de la profondeur z du point d'intégration ;
  — Initialisation des contraintes dans le système de coordonnées global attaché au composant. L'expression générale du tenseur des contraintes initial dans le repère global est donnée par :

$$\underset{=}{\sigma}^0_{global} = \underset{=}{P} \cdot \underset{=}{\sigma}^0_{local} \cdot \underset{=}{P}^T \tag{III.6}$$

  Avec $\underset{=}{P}$ la matrice de passage de l'ancienne à la nouvelle base, et $\underset{=}{\sigma}^0_{local}$ le tenseur des contraintes initial dans le repère local donné à l'équation **(III.9)**.

De plus amples informations sur l'algorithme sont données en **Annexe G**.

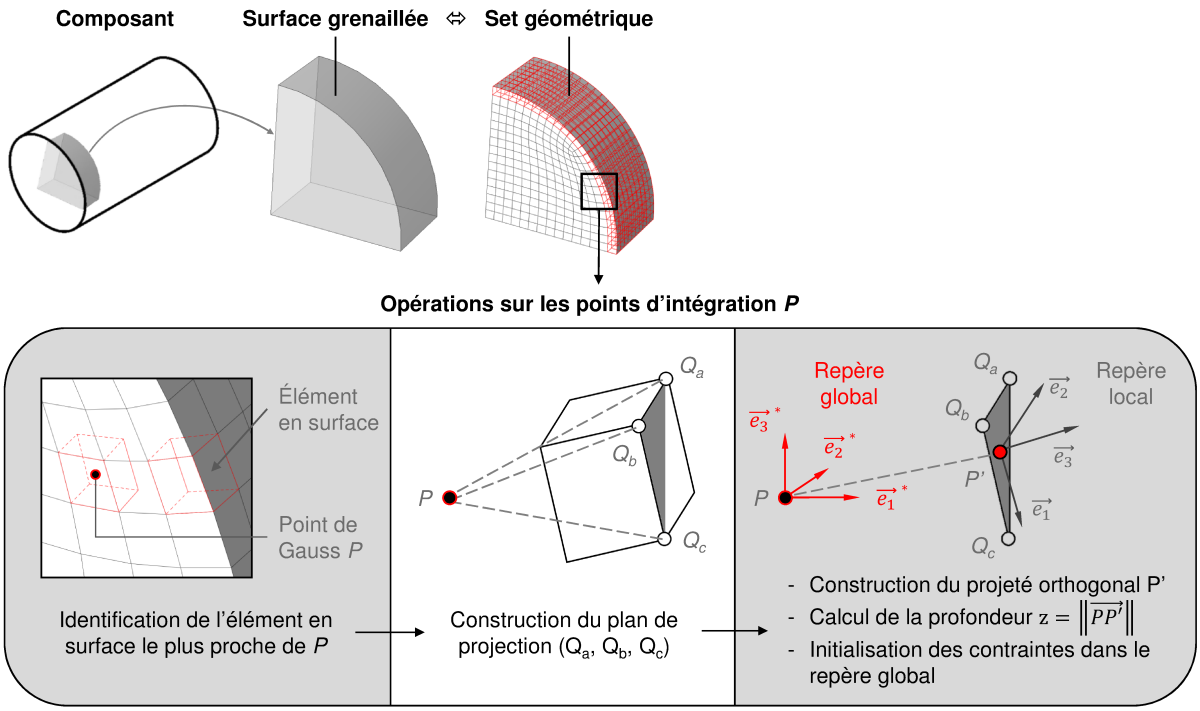


FIGURE III.1 – Représentation schématique du processus d'initialisation des contraintes aux points d'intégration des éléments d'un composant à géométrie complexe

Chapitre III – Section 3

Validation de la modélisation sur plaques planes

L'approche de modélisation est ici appliquée à des plaques planes d'épaisseur H = 5 mm et 2 mm, grenaillées sur la face avant avec la condition G2. Deux types de traitement sont étudiés : tout d'abord celui d'un grenaillage uniforme, puis celui d'un grenaillage non uniforme et discontinu. L'objectif est de valider l'implémentation puis de comparer les résultats des calculs aux résultats des caractérisations présentés dans la **Partie II–4**.

3.1 Étapes de la modélisation

L'application de l'approche de modélisation des contraintes résiduelles nécessite deux données d'entrée pour le calcul :

- Le(s) profil(s) de contraintes massif semi-infini associé(s) à une (plusieurs) condition(s) de grenaillage. Chaque profil de référence est renseigné sous la forme d'un fichier texte.
- Les caractéristiques du modèle EF sous la forme d'un fichier INP : géométrie, propriétés matériau, conditions limites, maillage ainsi que les sets d'éléments associés aux surfaces grenaillées (voire non grenaillées).

Afin d'illustrer au moins une fois la démarche complète de modélisation des contraintes résiduelles, le choix est fait de faire figurer ici les étapes pour le cas de la plaque plane d'épaisseur 2 mm, grenaillée uniformément avec la condition G2.

3.1.1 Construction du profil massif semi-infini (MSI)

L'hypothèse massif semi-infini suppose que le rééquilibrage des contraintes résiduelles se fasse à l'infini : le massif est en compression dans la couche plastifiée après grenaillage, et les contraintes sont nulles au-delà de cette couche superficielle. Le profil massif semi-infini relatif à la condition de grenaillage G2 est ici construit à partir des résultats d'analyses de contraintes sur une éprouvette étalon de 10 mm d'épaisseur en Inconel 718 DA. La démarche est la suivante :

- Puisqu'il y a un rééquilibrage des contraintes qui s'opère dans l'éprouvette étalon, cela fait nécessairement apparaître de la traction à cœur (même minime). L'approche consiste donc à réaliser un calcul inverse analogue à ce qui est fait dans [Castex 1984] et qui est présenté en **Annexe H** : connaissant le profil de contraintes vraies (contraintes mesurées et corrigées de l'enlèvement de matière), il est possible de remonter au profil de contraintes avant retour élastique, c'est-à-dire au profil de contraintes dans le massif semi-infini.
- Le profil de contraintes avant retour élastique est ici établi à partir de la moyenne des contraintes mesurées dans les deux directions DT et DL.
- Puisque les contraintes résiduelles calculées à cœur (au-delà de 215 μm de profondeur) sont constantes et proches de -50 MPa (**Figure III.2a**), le retour à zéro des contraintes est imposé lorsque la profondeur atteint 215 μm.

Pour évaluer la contrainte entre deux points du profil, il est utile de définir une fonction de lissage appropriée et qui n'introduit pas d'écart à la réalité. Deux approches sont proposées dans la littérature :

- L'hypothèse faite dans [Cellard 2010] porte sur la forme du profil de déformations plastiques dans l'épaisseur du composant grenaillé. Ce profil est ajusté par une fonction définie comme la

somme d'une fonction exponentielle décroissante et d'une lorentzienne. Puisque le composant est ici supposé massif semi-infini, la relation entre contraintes et déformations plastiques est linéaire, et une fonction semblable est déduite pour décrire la distribution des contraintes résiduelles dans le massif :

$$\sigma(z) = \sigma_1 \cdot exp\left(-\frac{ln(2)}{z_1} \cdot z\right) + \frac{\sigma_2}{1 + \left(\frac{z}{z_2}\right)^2} \tag{III.7}$$

Avec σ_1, σ_2, z_1 et z_2 quatre paramètres d'ajustement tels que : σ_1 et σ_2 sont homogènes aux contraintes en surface des composantes exponentielle et lorentzienne respectivement ; z_1 et z_2 sont les profondeurs à mi-hauteur.

- La fonction de lissage utilisée dans [Morançais 2016] est une gaussienne qui porte sur la déformation plastique. De la même façon, une fonction de Gauss peut être définie pour décrire la distribution des contraintes résiduelles dans le massif :

$$\sigma(z) = A \cdot exp\left(-\left(\frac{z - z_0}{B}\right)^2\right) \tag{III.8}$$

Avec A, B et z_0 les trois paramètres pour l'ajustement par moindres carrés.

Les fonctions de lissage proposés par Cellard et Morançais sont appliquées au profil MSI relatif à la condition de grenaillage G2. Le résultat est donné sur la **Figure III.2b**, et les paramètres d'ajustement des deux fonctions valent respectivement :

$$\begin{cases} \sigma_1 = 2.48 \cdot 10^4 \pm 1.08 \cdot 10^4 \text{ MPa} \\ \sigma_2 = -2.58 \cdot 10^4 \pm 1.08 \cdot 10^4 \text{ MPa} \\ z_1 = 1.90 \cdot 10^3 \pm 9.76 \cdot 10^2 \ \mu\text{m} \\ z_2 = 6.14 \cdot 10^2 \pm 1.55 \cdot 10^2 \ \mu\text{m} \end{cases} \quad \text{et} \quad \begin{cases} A = -1.28 \cdot 10^3 \pm 4.96 \cdot 10^1 \text{ MPa} \\ B = -1.07 \cdot 10^2 \pm 7.77 \ \mu\text{m} \\ z_0 = 6.65 \cdot 10^1 \pm 4.54 \ \mu\text{m} \end{cases}$$

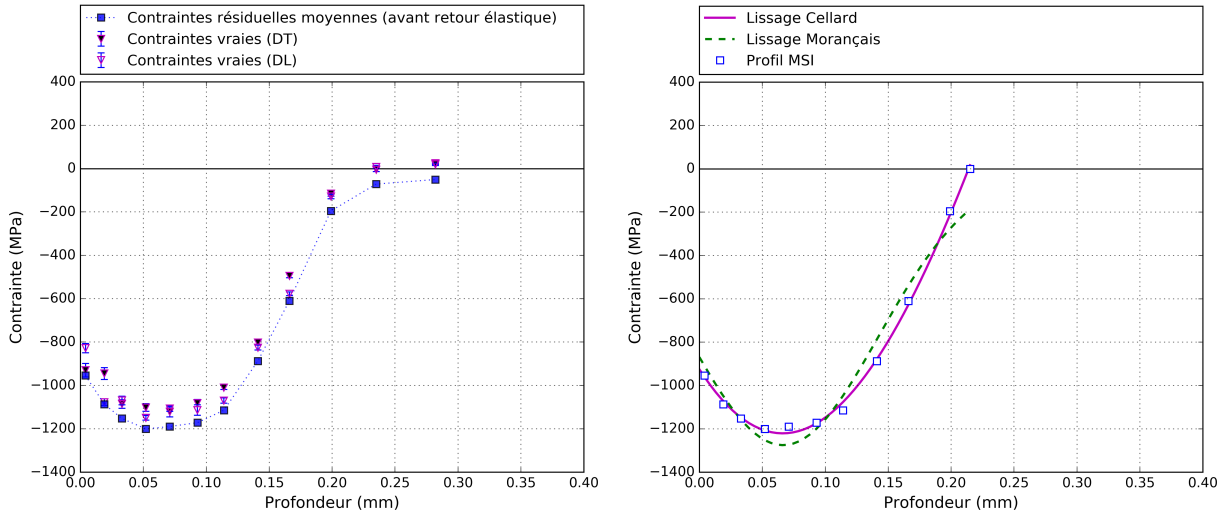
La formulation proposée par Morançais a ici tendance à surestimer la contrainte maximale en compression ainsi que l'épaisseur de la couche en compression. L'utilisation de la fonction de lissage donnée par Cellard est donc plus pertinente.

3.1.2 Construction du modèle éléments finis

La modélisation du composant est faite à partir du code commercial ABAQUS. La géométrie du quart d'éprouvette est représentée sur la **Figure III.3a** avec :

- Des dimensions identiques aux éprouvettes utilisées lors de la campagne expérimentale ;
- Des conditions limites de symétrie et, pour empêcher les mouvements de corps rigide, un blocage des déplacements du nœud situé au centre de la plaque, en face arrière (condition *Pinned*) ;
- La définition d'un seul set d'éléments situés sur la face avant (une seule face traitée et une seule condition de grenaillage) ;
- La création d'une partition d'épaisseur h_0 pour contrôler la taille de maille en proche surface ;
- Un maillage à partir d'éléments volumiques hexaédriques à intégration réduite C3D8R (**Figure III.3b**) avec : une taille de maille globale de 200 μm, et une taille minimale égale à 5 μm [1] ;
- Un comportement élastique isotrope avec un module d'Young de 222 GPa, et un coefficient de Poisson égal à 0.3.

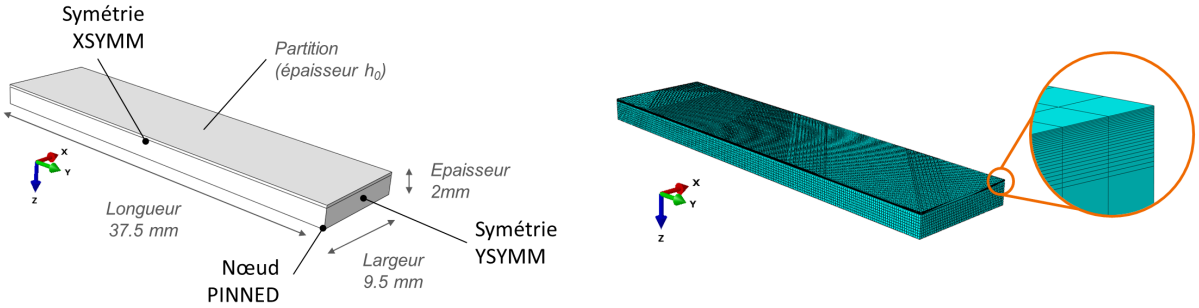
1. Valeurs définies après étude de convergence du maillage.



(a) Calcul inverse du profil de contraintes avant retour élastique

(b) Lissages du profil massif semi-infini (MSI)

FIGURE III.2 – Construction du profil massif semi-infini pour la condition de grenaillage G2



(a) Dimensions et conditions limites

(b) Maillage du modèle

FIGURE III.3 – Définition du modèle EF pour la plaque d'épaisseur $H = 2$ mm

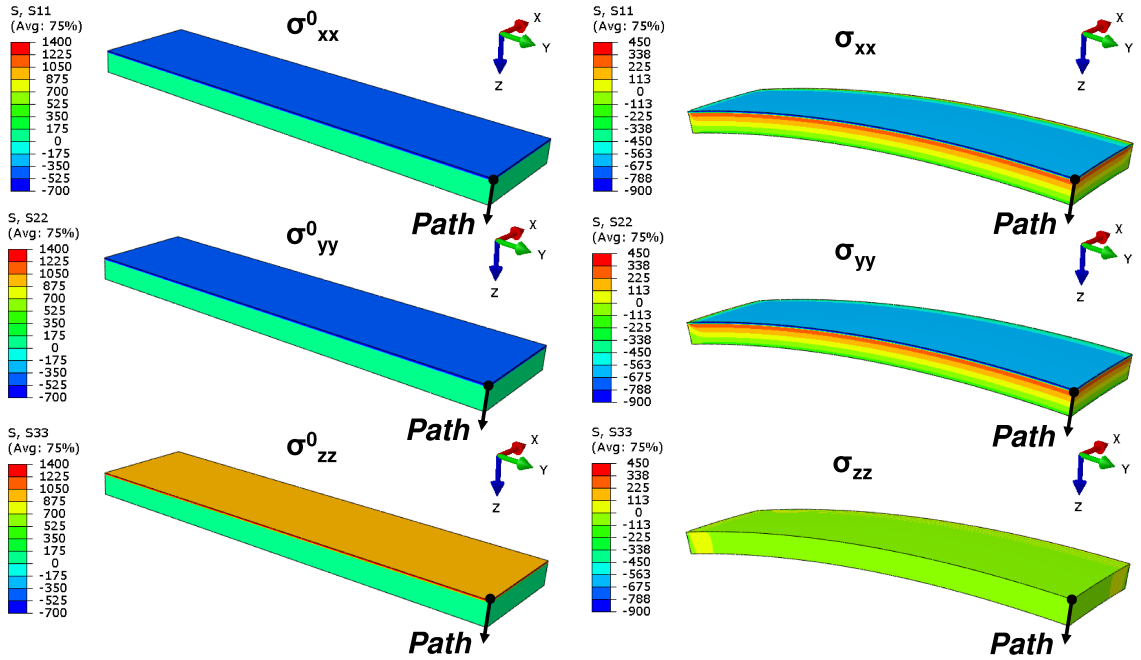
3.2 Cas d'un grenaillage uniforme

3.2.1 Comparaison avec la solution analytique

La comparaison des résultats de simulation avec les solutions des modèles analytiques doit permettre de s'assurer que l'implémentation de la méthode de reconstruction des eigenstrains dans l'outil numérique est correcte. La validation est ici illustrée pour le cas de la plaque d'épaisseur $H = 2$ mm. Elle se fait aux deux étapes du calcul d'introduction des contraintes dans ABAQUS, c'est-à-dire avant et après auto-équilibrage :

- Avant retour élastique :
  Les distributions des composantes normales du tenseur des contraintes initiales donné à l'équation **(III.9)** [2] sont comparées à celles de la simulation. Les contraintes nodales sont extraites au centre de symétrie du modèle EF, le long du *Path* indiqué sur la **Figure III.4a**. Le résultat de la comparaison est présenté sur la **Figure III.5a**, et la correspondance est excellente, signe que les contraintes introduites via la procédure SIGINI sont en accord avec ce que prévoit le modèle.

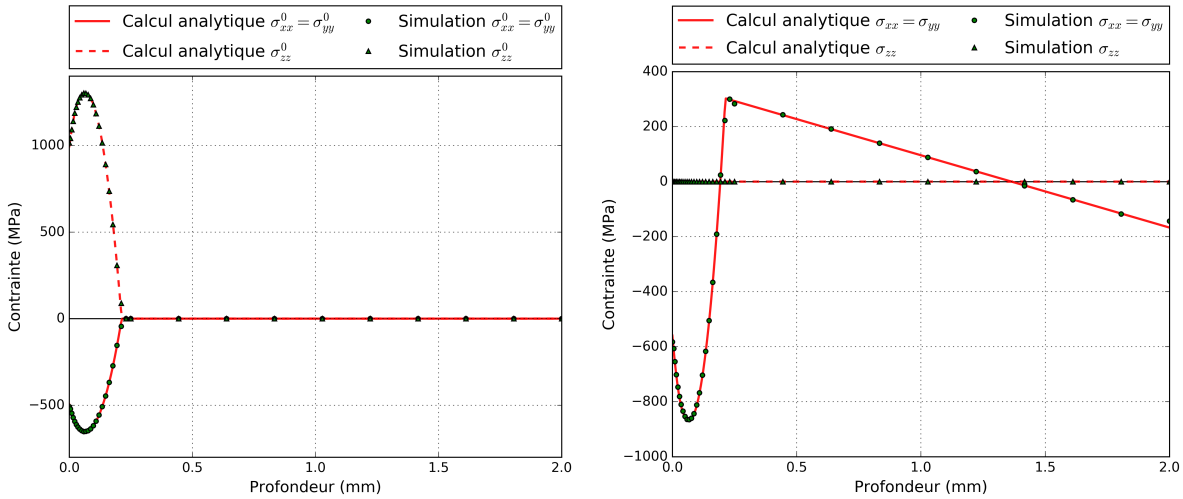
2. Dans le cas d'une plaque plane, les systèmes de coordonnées local et global sont confondus.



(a) Avant retour élastique : état de contraintes initial (non équilibré)

(b) Après retour élastique : état de contraintes auto-équilibré (Deformation scale factor : 10)

FIGURE III.4 – Champs de contraintes du modèle de quart de plaque d'épaisseur 2 mm



(a) Avant retour élastique

(b) Après retour élastique

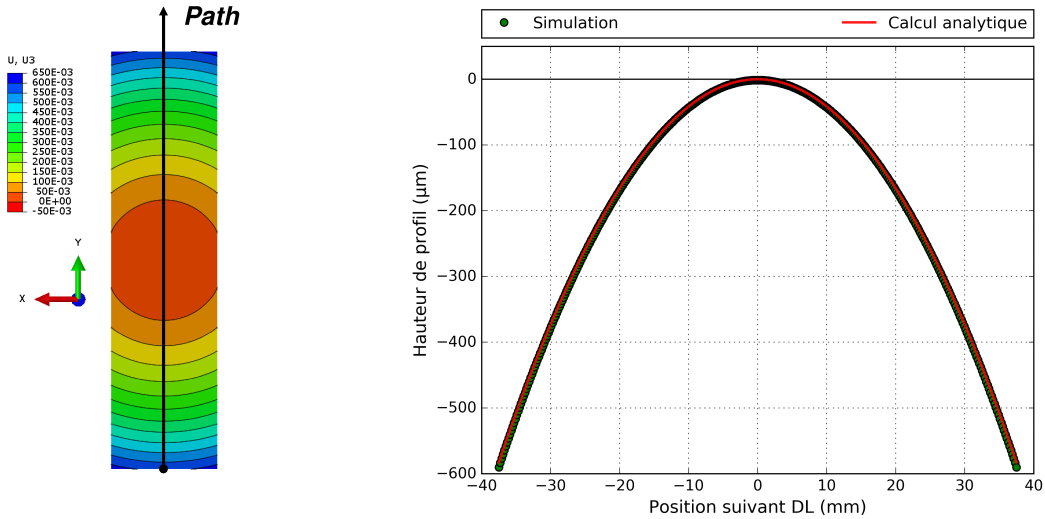
FIGURE III.5 – Comparaison entre les profils de contraintes numériques et analytiques

- Après retour élastique :
  L'évolution des contraintes après auto-équilibrage peut être déduite analytiquement de la résolution du problème d'incompatibilité des déformations plastiques dans une plaque infinie d'épaisseur H [3]. Pour un état de déformations plastiques connu (celui du massif semi-infini traité avec la condition de grenaillage G2), lorsque l'épaisseur de plaque H diminue, les solutions du modèle analytique présentées en **Annexe A.5.2** prévoient :

3. Le modèle de la plaque infinie d'épaisseur H décrit en **Annexe A.3.3** et celui du modèle de rééquilibrage des contraintes dans une plaque présenté en **Annexe H** donnent des résultats équivalents.

— Un état de contraintes strictement équibiaxial ;
— Une diminution de la contrainte en surface σ_S et du maximum de compression σ_C ;
— Une profondeur associée au maximum de compression h_C inchangée ;
— Une diminution de l'épaisseur de la couche en compression h_0 ;
— Une augmentation du maximum de traction σ_T ;
— Une augmentation de la contrainte de compression en face arrière σ_D ;
— Une diminution du rayon de courbure.

Les profils de contraintes pour une plaque plane d'épaisseur $H = 2$ mm sont comparés à ceux de la simulation : les contraintes nodales sont extraites au centre de symétrie du modèle EF, le long du *Path* indiqué sur la **Figure III.4b**. Le résultat de la comparaison des profils de contraintes est présenté sur la **Figure III.5b**. Il y a une parfaite corrélation entre les deux approches : l'état de contraintes est équibiaxial [4] et les courbes se superposent. Par ailleurs, à partir des relations présentées en **Annexe A.3.5**, la théorie des plaques permet de déterminer analytiquement la déformée après grenaillage. Les deux approches (numérique et analytique) donnent des résultats identiques : la déformée décrit une calotte sphérique [5], et les hauteurs de profils dans le sens long de l'éprouvette (comme indiqué par le *Path* sur la **Figure III.6a**) coïncident sur la **Figure III.6b**.



(a) Modèle EF complet : cartographie des déplacements hors-plans (face avant)

(b) Hauteurs de profil dans le sens long de l'éprouvette

FIGURE III.6 – Comparaison entre la déformée numérique et analytique

3.2.2 Comparaison avec l'expérimentation

L'implémentation de la méthode étant correcte, l'objectif est de comparer les résultats de simulations (après retour élastique) avec les résultats d'analyses sur éprouvettes plates de 5 mm et 2 mm d'épaisseur présentés dans la **Partie II–4.3**. Les données utilisées sont :

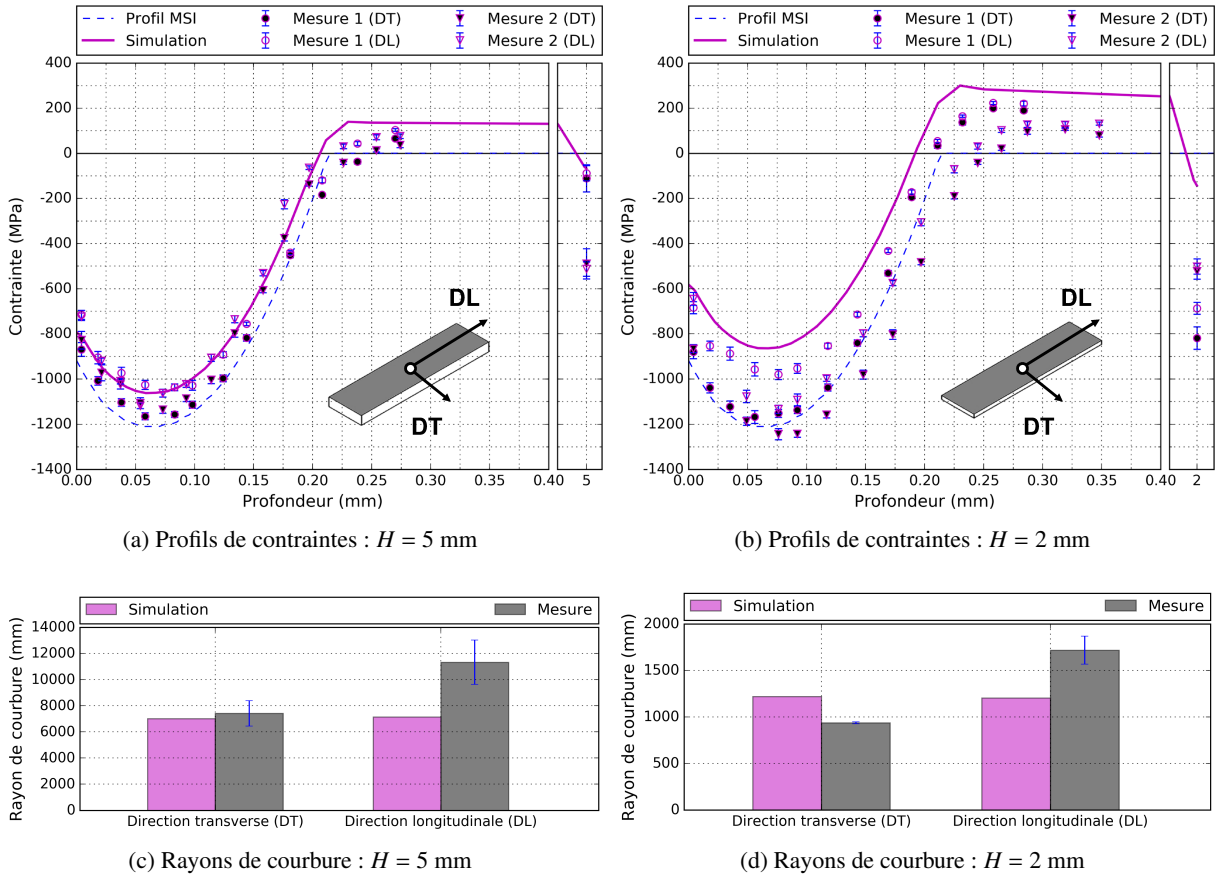
- Les distributions des contraintes dans la profondeur des plaques, dans les directions DT et DL. Les résultats expérimentaux proviennent des analyses de contraintes par diffraction des rayons X réalisées au centre des échantillons. Quant aux résultats des simulations, ils sont extraits aux nœuds situés au centre de symétrie du modèle EF et sont tels que $\sigma_{xx} = \sigma_{yy}$.

4. La composante normale hors-plan ainsi que les composantes tangentielles sont nulles dans la profondeur.
5. Les rayons de courbures dans les directions transverse et longitudinale sont égaux et valent 1206 mm.

- Les rayons de courbure (dans les directions DT et DL) calculés algébriquement après ajustement des hauteurs de profil par le cercle des moindres carrés. Les hauteurs de profils expérimentales proviennent des mesures MMT (le long des lignes (L6) et (L2) représentées sur la **Figure II.9**). Par analogie, les valeurs nodales des déplacements hors-plans sont extraites des simulations sur la face avant des plaques, dans les sens transverse et long.

Les résultats de la comparaison sont représentés sur la **Figure III.7** pour les deux épaisseurs de plaque :

- Pour les résultats de contraintes :
  — En traits pointillés le profil massif semi-infini pour la condition G2 ;
  — En trait continu, le profil équilibré ($\sigma_{xx} = \sigma_{yy}$) de la simulation ;
  — Et les points des mesures sur 2 éprouvettes (numérotées 1 et 2) dans les directions DT et DL.
- Pour les histogrammes des rayons de courbure, des barres d'erreurs sur les résultats de mesure représentant ± 1 écart-type (chaque écart-type est lié à la moyenne sur les deux éprouvettes analysées par MMT).



(a) Profils de contraintes : $H = 5$ mm

(b) Profils de contraintes : $H = 2$ mm

(c) Rayons de courbure : $H = 5$ mm

(d) Rayons de courbure : $H = 2$ mm

FIGURE III.7 – Comparaison entre les résultats de simulation et les résultats d'analyses expérimentales sur les plaques planes d'épaisseur H

Avec la diminution de l'épaisseur H de la plaque, la modélisation prédit une redistribution des contraintes et une déformée plus importantes, conformément aux résultats de l'approche analytique détaillés dans la **Partie III–3.2.1**. En revanche, l'accord avec les résultats expérimentaux est nuancé :

- La corrélation entre les profils de contraintes résiduelles sur la plaque d'épaisseur 5 mm est excellente, tandis que l'écart avec les résultats d'analyses de contraintes sur les plaques d'épaisseur 2

mm est relativement important : expérimentalement les contraintes de compression dans la direction DT sont plus élevées que celles dans la direction DL, et l'écart relatif avec le maximum de compression calculé par EF est compris entre 10% et 40%.

- Pour ce qui est des rayons de courbure, les mesures de forme donnent une courbure systématiquement plus forte dans le sens long de l'éprouvette, tandis que le calcul donne des rayons de courbure identiques dans les deux directions.

Lors de l'étude expérimentale dans la **Partie II–4.3.4**, trois pistes avaient été évoquées pour expliquer les écarts entre les mesures sur plaques minces et celles sur plaques épaisses : l'effet de la géométrie bien entendu, mais aussi celui des contraintes de fraisage, et celui du bridage des échantillons lors du grenaillage. De la même manière, cela peut expliquer pourquoi l'accord entre la simulation et l'expérimentation n'est parfois pas satisfaisant :

- Il se peut tout d'abord qu'il y ait un effet structure, ou autrement dit un effet géométrie complexe, qui ne soit pas pris en compte par le modèle. Si la géométrie est trop éloignée du massif semi-infini, alors le cadre de la méthode de reconstruction des eigenstrains peut ne plus être plus adapté.
- Il se peut également qu'il y ait un effet de l'état initial : lors des calculs EF l'état de contraintes avant grenaillage est supposé neutre, tandis qu'en réalité les faces des échantillons sont fraisées. Dans la **Partie II-4.1.4** la démonstration était faite que l'état de contraintes initial était effacé par le grenaillage, que celui-ci n'avait pas d'influence sur les contraintes résiduelles post-grenaillage en face avant. En revanche, les contraintes au dos des plaques ne sont pas prises en compte dans la modélisation, comme l'illustrent les résultats de la comparaison sur la **Figure III.7**.
- Enfin, puisque l'effet du bridage sur les plaques d'épaisseur 2 mm se traduit par une activité plastique différente de celle rencontrée sur les plaques plus épaisses, il se peut que le profil massif semi-infini utilisé pour modéliser la condition de grenaillage G2 ne soit plus approprié.

Si l'effet structure et l'effet du bridage peuvent expliquer les écarts pour les plaques minces de 2 mm d'épaisseur, il faut tout de même justifier pourquoi la modélisation n'est pas capable de reproduire sur les plaques de 5 mm d'épaisseur les déformées mesurées par MMT, en particulier l'écart à la sphéricité avec une courbure plus importante dans le sens long :

- Une première réflexion consiste à tenir compte de la variabilité des propriétés élastiques E et ν sur les résultats des calculs. L'étude peut être réalisée analytiquement comme en **Annexe A.5.4**. Il s'avère que les valeurs prises par le module d'Young et le coefficient de Poisson n'affectent pas les déformées calculées. En revanche, cela peut expliquer dans une certaine mesure les écarts entre les profils de contraintes calculés et ceux déterminés par diffraction des rayons X.
- Une seconde piste consiste à tenir compte dans la modélisation de l'état de contraintes initial avant grenaillage. C'est l'objet de la partie qui suit et qui donne de très bons résultats.

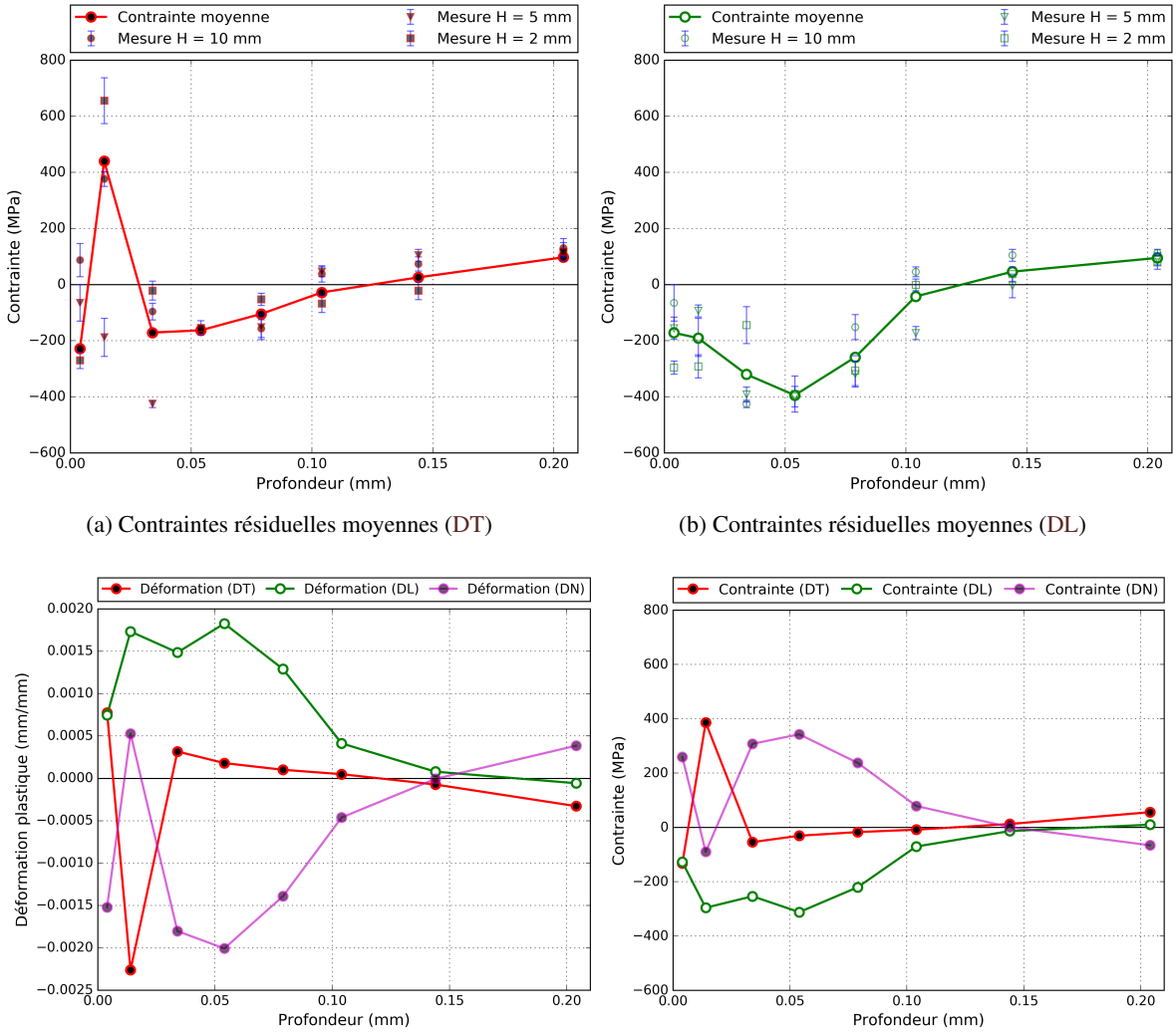
3.2.3 Effet du fraisage

Avant grenaillage, toutes les faces des éprouvettes de 5 mm et 2 mm d'épaisseur sont fraisées. L'objectif ici est de modéliser le grenaillage sur la face avant, et le fraisage au dos des plaques (les faces latérales sont supposées vierges de contraintes). Par conséquent, le maillage est à présent raffiné à l'avant et au dos du modèle EF. Puisque l'usinage a un effet directionnel sur l'état de contraintes résiduelles, la démarche pour le calcul de l'état de contraintes initial relatif au fraisage est la suivante (**Figure III.8**) :

- Calcul des contraintes résiduelles représentatives du fraisage : sur la base des analyses de contraintes dans la profondeur des échantillons bruts de fraisage, un profil de contraintes moyen est calculé pour chacune des directions DT et DL. Ce profil moyen doit permettre de tenir compte des dispersions liées au procédé d'usinage.

- Calcul des déformations plastiques : à partir du modèle de la plaque infinie d'épaisseur H décrit en **Annexe A.3**, un profil de déformations plastiques est calculé pour chacune des directions DT, DL et DN (direction normale à la surface grenaillée).
- Calcul des contraintes initiales : les composantes du tenseur des contraintes initial à introduire dans le modèle EF sont calculées à partir des déformations plastiques. Par analogie avec l'équation **(III.9)**, la relation entre contraintes initiales et déformations plastiques peut s'écrire :

$$\underset{=}{\sigma}^{0}_{local} = -2\mu \cdot \underset{=}{\varepsilon}^{p} = -2\mu \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon^{p}_{xx}(z) & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon^{p}_{yy}(z) & 0 \\ 0 & 0 & -\varepsilon^{p}_{xx}(z) - \varepsilon^{p}_{yy}(z) \end{bmatrix} \tag{III.9}$$



(a) Contraintes résiduelles moyennes (DT)

(b) Contraintes résiduelles moyennes (DL)

(c) Déformations plastiques (pour H = 2 mm)

(d) Contraintes initiales (pour H = 2 mm)

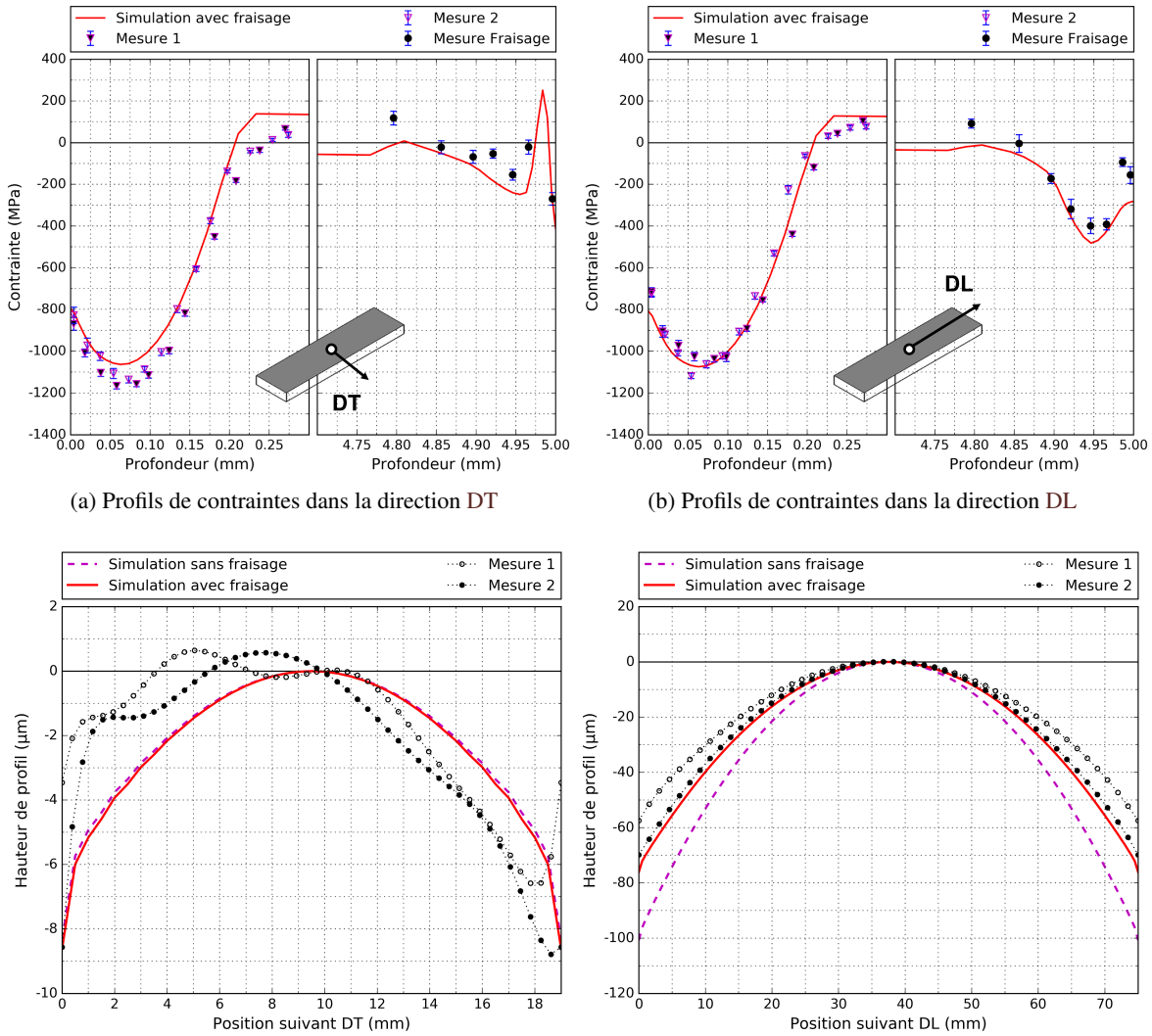
FIGURE III.8 – Étapes de calcul des contraintes initiales relatives au fraisage

Les données utilisées pour la comparaison avec les résultats expérimentaux sont : les profils de contraintes résiduelles au centre des plaques, les rayons de courbure ainsi que les hauteurs de profil dans les directions longitudinale et transverse. Les résultats pour les plaques d'épaisseur H = 5 et 2 mm sont présentés sur les **Figures III.9** à **III.11** respectivement. Pour les deux épaisseurs de plaque :

- L'effet du fraisage sur les déformées est significatif : les hauteurs de profil dans le sens long s'approchent mieux des points expérimentaux, tout comme les rayons de courbure.

- En revanche les profils de contraintes du côté de la face grenaillée sont inchangés avec la modélisation des contraintes de fraisage [6].

Finalement, la présence d'un état de contraintes en face arrière joue principalement sur la déformée induite après rééquilibrage des contraintes, et le fait que cet état de contraintes ne soit pas équibiaxial permet d'expliquer l'écart à la sphéricité observé expérimentalement. L'approche de modélisation peut donc être validée pour la plaque d'épaisseur 5 mm. En revanche, pour la plaque d'épaisseur 2 mm, les écarts de contraintes entre la simulation et l'expérimentation persistent. Si la cause probable est la conjugaison d'un effet de la géométrie et de celui du bridage qui n'est pas pris en compte par le modèle, il est également pertinent de s'interroger sur la méthode de correction des contraintes mesurées après enlèvement de matière. À mesure que l'épaisseur de plaque H diminue, l'effet de la correction sur les contraintes s'exacerbe : si la méthode de correction utilisée n'est pas appropriée, cela peut aussi expliquer pourquoi les écarts apparaissent pour la plaque mince d'épaisseur 2 mm. Dans la partie qui suit, pour s'assurer de la fiabilité de la correction, les résultats de la méthode analytique utilisée jusqu'à présent sont comparés à ceux donnés par une approche semi-numérique.



(a) Profils de contraintes dans la direction DT

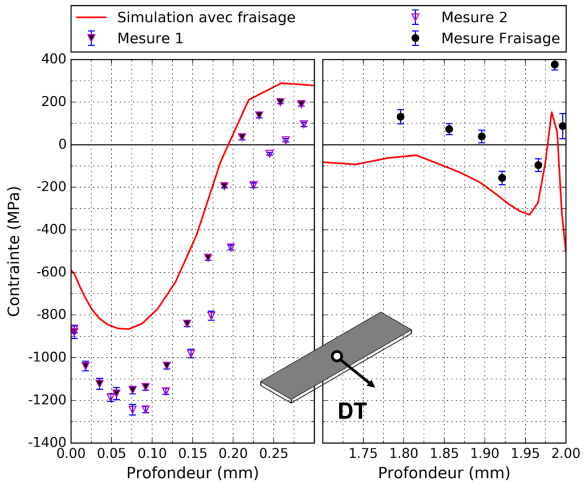
(b) Profils de contraintes dans la direction DL

(c) Hauteurs de profil dans la direction DT

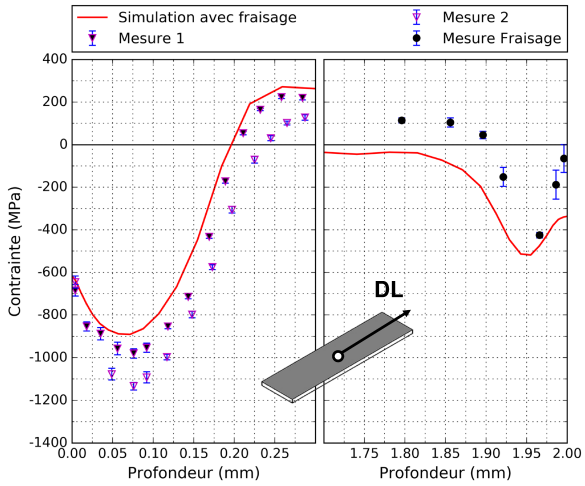
(d) Hauteurs de profil dans la direction DL

FIGURE III.9 – Effet du fraisage au dos d'une plaque plane d'épaisseur H = 5 mm

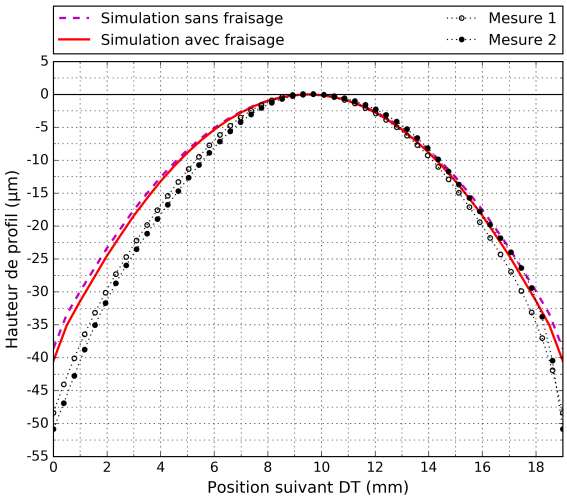
6. Afin de ne pas trop alourdir les figures, seuls les profils de contraintes pour la modélisation "avec fraisage" sont tracés.



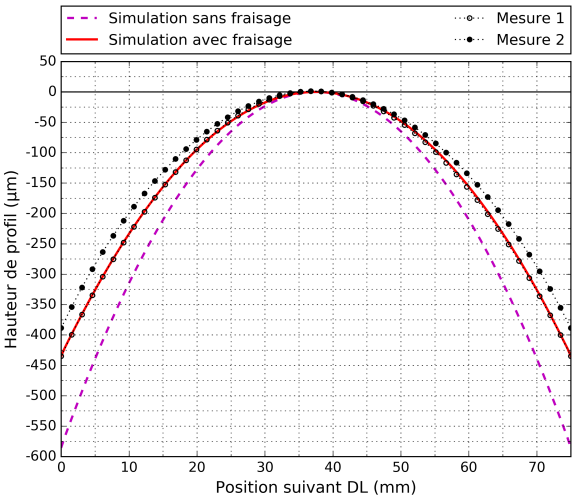
(a) Profils de contraintes dans la direction DT



(b) Profils de contraintes dans la direction DL

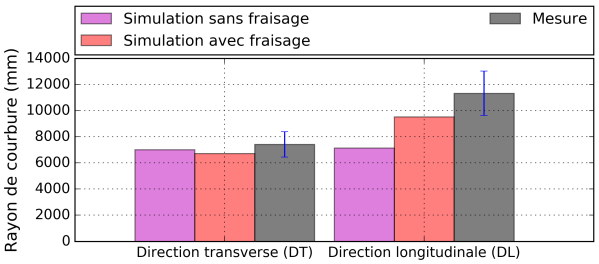


(c) Hauteurs de profil dans la direction DT

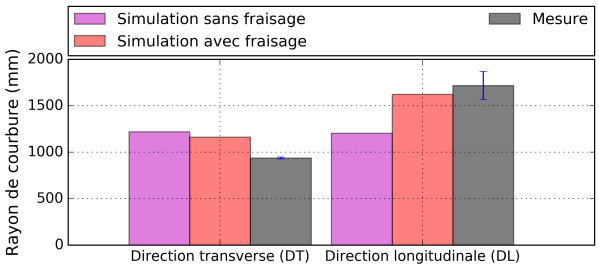


(d) Hauteurs de profil dans la direction DL

FIGURE III.10 – Effet du fraisage au dos d'une plaque plane d'épaisseur $H = 2$ mm



(a) Épaisseur $H = 5$ mm



(b) Épaisseur $H = 2$ mm

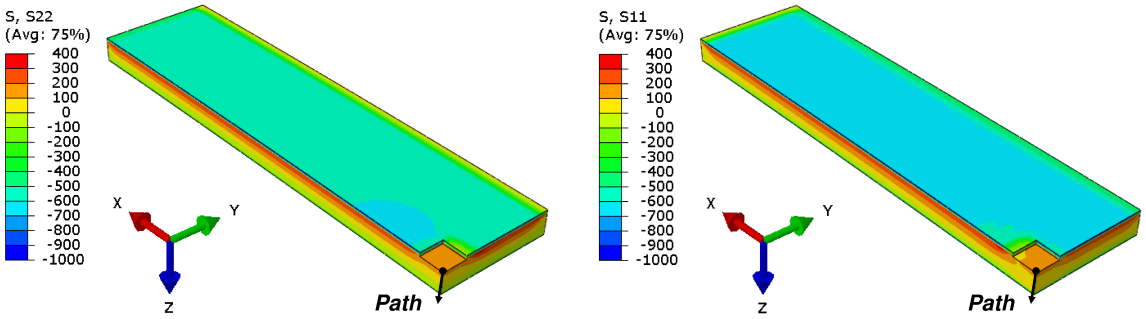
FIGURE III.11 – Effet du fraisage sur les rayons de courbure des plaques plane d'épaisseur H

3.2.4 Effet de la correction des contraintes expérimentales

Les contraintes expérimentales sont déterminées par la technique de DRX couplée à un enlèvement de matière par polissage électrochimique. Jusqu'à présent, elles étaient systématiquement corrigées de l'effet d'enlèvement de matière local par l'approche analytique proposée dans [Castex 1984]. L'application de l'approche semi-numérique proposée dans [Savaria 2012] et présentée en **Annexe B.2** est intéressante pour avoir un élément de comparaison. D'ailleurs, si l'accord entre la correction semi-numérique et la correction analytique de Moore et Evans [Moore 1958] est excellente pour le cas d'un enlèvement de matière global sur un tube, un cylindre ou une plaque plane, en revanche aucune comparaison n'est faite avec la correction analytique proposée par [Castex 1984] pour un enlèvement de matière local sur une plaque plane. Ce qui rend cette étude de cas d'autant plus intéressante.

Lors des analyses de contraintes par diffraction des rayons X, l'attaque électrochimique est locale et la surface attaquée est un disque, tandis que la correction semi-numérique est appliquée en considérant une surface carrée (c'est le cas aussi avec la correction analytique dans [Castex 1984]). Par conséquent, le volume de matière retiré lors du calcul sera plus élevé que le volume réel, et la correction sera sensiblement surestimée. Sous cette hypothèse simplificatrice, la méthode semi-numérique est mise en œuvre pour corriger les contraintes mesurées dans la profondeur des plaques grenaillées d'épaisseur $H = 5$ et 2 mm. Le calcul des matrices de correction dans les directions DT et DL est réalisé avec :

- Un modèle EF 3D du quart d'éprouvette avec un état de contraintes avant enlèvements de matière identique à celui modélisé pour la condition de grenaillage G2 ;
- Une désactivation des éléments couche par couche sur une surface carrée de 6 mm^2 contenant 36 éléments, et jusqu'à une profondeur d'environ 310 μm, soit un total de 23 couches d'éléments ;
- Une lecture des contraintes aux points d'intégration des éléments situés au centre de symétrie du modèle, comme sur la **Figure III.12** pour la plaque d'épaisseur 2 mm.



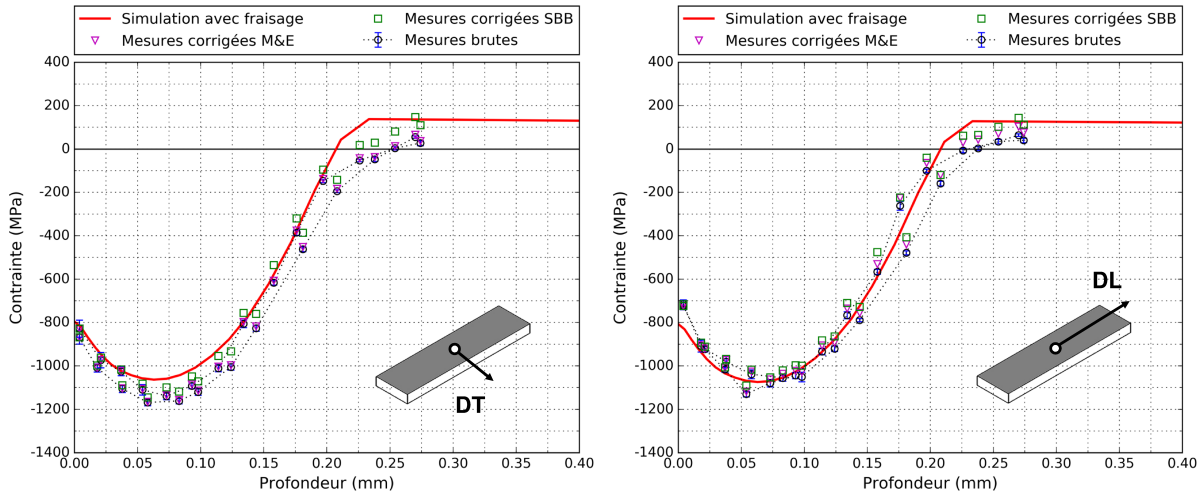
(a) Contraintes dans la direction transverse (DT) (b) Contraintes dans la direction longitudinale (DL)

FIGURE III.12 – Modélisation des enlèvements de matière sur une plaque d'épaisseur 2 mm

Puis la correction est assurée à partir de l'équation **(B.17)** qui lie les contraintes vraies avec les matrices calculées pour les deux épaisseurs de plaques. La comparaison des résultats de corrections pour les plaques de 5 mm et 2 mm d'épaisseur est donnée sur les **Figures III.13** et **III.14** respectivement. Sur chacune des figures sont représentés :

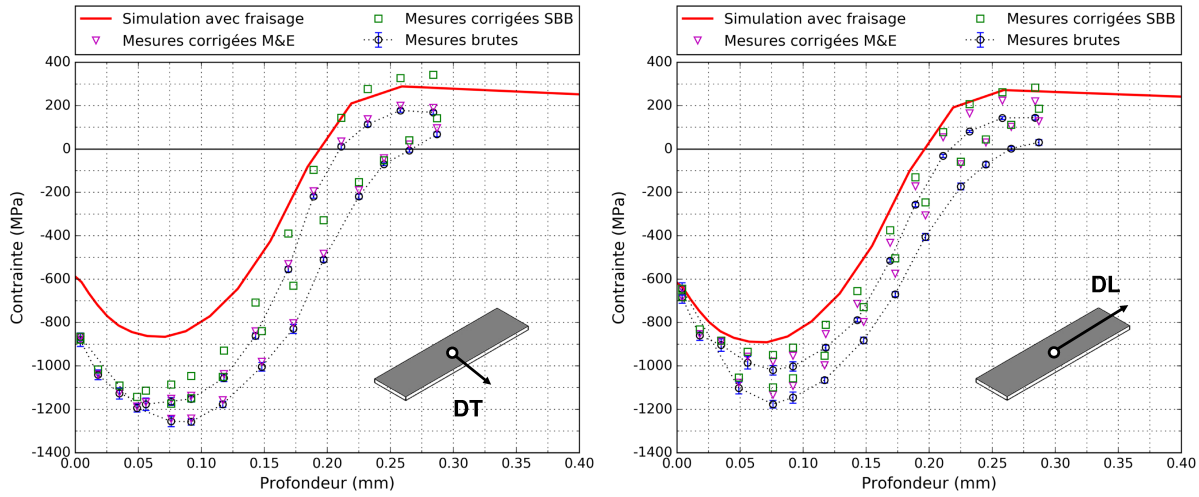
- En trait continu, le profil équilibré de la modélisation du grenaillage G2 avec prise en compte des contraintes dues au fraisage ($\sigma_{xx} = \sigma_{yy}$) ;
- Les points de mesures bruts, c'est-à-dire sans correction de l'enlèvement de matière, pour deux éprouvettes de 5 mm d'épaisseur et deux éprouvettes de 2 mm d'épaisseur ;
- Les points de mesures corrigés par la méthode analytique (M&E) proposée dans [Castex 1984] ;
- Les points de mesures corrigés par la méthode semi-numérique (SBB).

En comparaison avec la méthode de correction analytique, la méthode semi-numérique donne des résultats semblables dans la direction longitudinale (écart inférieur à 20% sur les 200 premiers microns), mais elle prévoit une plus forte correction dans la direction transverse (écart compris entre 1 et 50% sur les 200 premiers microns) et les points de mesures s'approchent alors mieux des résultats de simulation. Dans les deux cas la correction apportée aux contraintes reste minime dans la couche en compression, et cela ne permet pas d'expliquer les écarts entre la simulation et l'expérimentation pour le cas de la plaque d'épaisseur 2 mm.



(a) Direction transverse (DT) (b) Direction longitudinale (DL)

FIGURE III.13 – Comparaison des méthodes de correction des effets d'un enlèvement de matière local sur une plaque plane d'épaisseur $H = 5$ mm grenaillée uniformément



(a) Direction transverse (DT) (b) Direction longitudinale (DL)

FIGURE III.14 – Comparaison des méthodes de correction des effets d'un enlèvement de matière local sur une plaque plane d'épaisseur $H = 2$ mm grenaillée uniformément

3.3 Cas d'un grenaillage partiel

La simulation du traitement partiel avec la condition de grenaillage G2 est réalisée sur des plaques planes d'épaisseur H = 5 et 2 mm. L'effet des contraintes de fraisage sur les déformées post-grenaillage étant avéré, elles sont prises en compte dans la modélisation sur la face avant (dans la zone non grenaillée) ainsi qu'en face arrière. La mise en données et les résultats de la modélisation sont donnés sur la **Figure III.15** pour la plaque d'épaisseur 2 mm :

- Le modèle EF représente une demi-plaque. Les propriétés du comportement élastique et celles du maillage (type d'éléments, tailles de maille) sont identiques à celles utilisées pour la plaque grenaillée uniformément. Les conditions limites imposées au modèle permettent à la plaque de se déformer librement lors de l'opération de rééquilibrage des contraintes.

- À l'étape d'initialisation des contraintes, les contraintes équivalentes de von Mises (prises aux points d'intégration des éléments du maillage) sont constantes à isoprofondeur, signe que le calcul des distances entre les points d'intégration et la surface du composant est correcte.

- Après retour élastique, le champ de contraintes est complexe. La triaxialité des contraintes est définie comme le rapport de la contrainte hydrostatique sur la contrainte équivalente de von Mises :
  — Pour un état équibiaxial en compression la triaxialité vaut $-\frac{2}{3}$, et en traction elle vaut $+\frac{2}{3}$.
  — En cisaillement pur la triaxialité vaut 0 ;
  — En pression hydrostatique la triaxialité tend vers l'infini.

  En proche surface de la zone grenaillée il y a de la compression équibiaxiale, à cœur il y a de la traction équibiaxiale, et à l'interface avec la zone non grenaillée l'état de contraintes n'est pas simple car les contraintes normales σ_{zz} et tangentielles σ_{xz} ne sont pas nulles (**Figure III.16**).

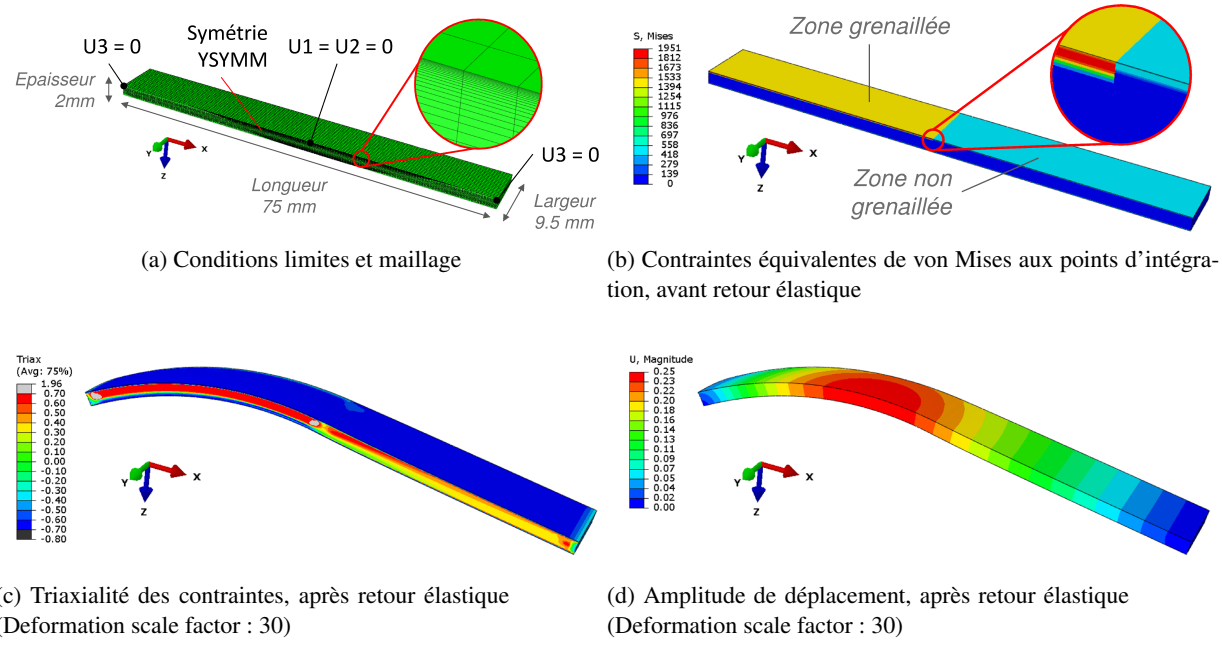
- Après retour élastique, la plaque se déforme et la flèche maximale se situe du côté de la zone grenaillée. Une nouvelle fois, la prise en compte des contraintes résiduelles dues au fraisage a un effet considérable sur la déformée : pour la plaque d'épaisseur 2 mm, la valeur de la flèche dans le sens long diminue de 22% (**Figure III.17**).

Par analogie avec les analyses de contraintes réalisées par diffraction des rayons X, les profils de contraintes sont extraits des simulations à 3 mm de l'interface dans les zones grenaillée et non grenaillée. Expérimentalement et numériquement, en comparaison avec les résultats pour un traitement uniforme, le grenaillage partiel n'a pas d'effet notable sur les profils de contraintes résiduelles à une telle distance de l'interface. Pour cette raison, la comparaison avec l'expérimentation se limite ici aux contraintes déterminées à la surface des échantillons et aux hauteurs de profils dans la direction longitudinale.

Les résultats sont donnés pour les deux épaisseurs de plaque sur la **Figure III.18** avec :

- Les distributions de contraintes en surface, dans le sens long :
  — Dans la zone grenaillée, la simulation prévoit des contraintes dans les directions DT et DL pratiquement identiques, tandis que les analyses de contraintes font apparaître des niveaux de compression généralement plus élevés dans la direction DT.
  — Dans la zone fraisée, les profils de contraintes provenant de la simulation s'approchent relativement bien des points expérimentaux compte tenu des dispersions procédé.

- Les hauteurs de profil dans le sens long : pour les deux épaisseurs de plaque, l'accord entre simulation et expérimentation est très satisfaisant. L'effet de l'état de contraintes préexistant affecte notablement la déformée induite après grenaillage : sans modélisation du fraisage, les écarts avec les résultats expérimentaux en bout d'éprouvette sont compris entre 60 et 70%, tandis qu'avec la modélisation du fraisage, ils sont inférieurs à 25%.



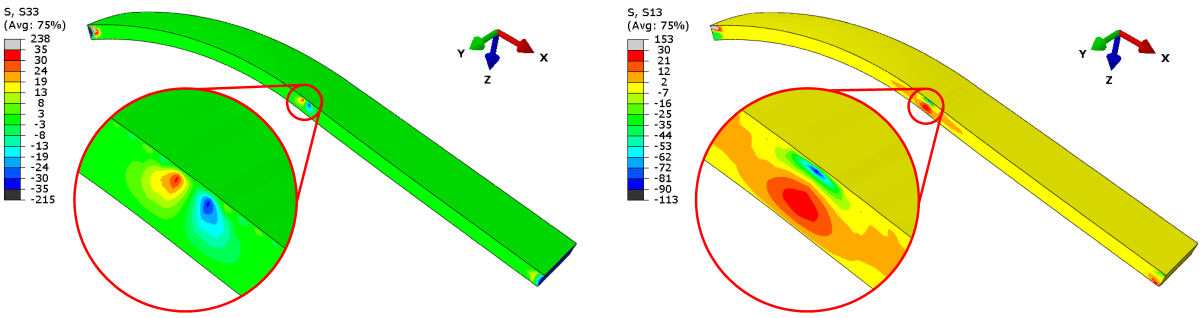
(a) Conditions limites et maillage

(b) Contraintes équivalentes de von Mises aux points d'intégration, avant retour élastique

(c) Triaxialité des contraintes, après retour élastique (Deformation scale factor : 30)

(d) Amplitude de déplacement, après retour élastique (Deformation scale factor : 30)

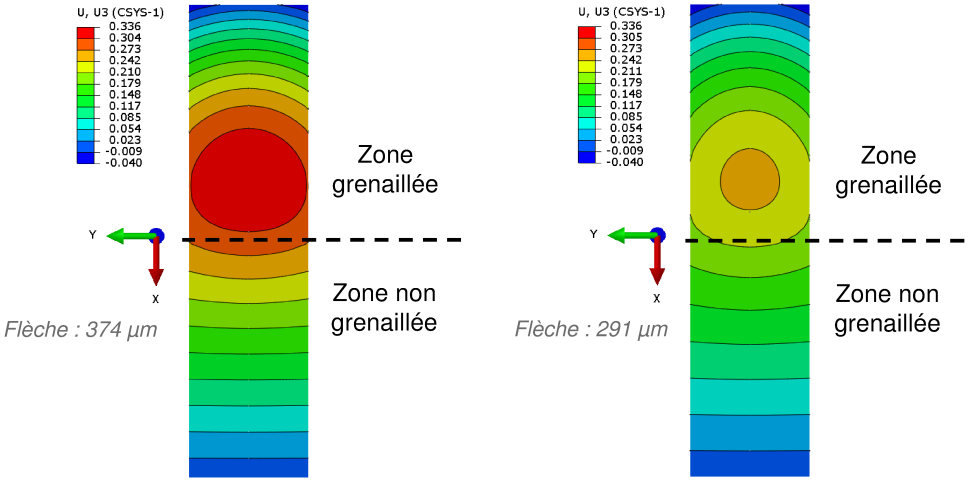
FIGURE III.15 – Modélisation du grenaillage partiel sur une plaque d'épaisseur 2 mm



(a) Contrainte hors-plan σ_{zz}

(b) Cisaillement σ_{xz}

FIGURE III.16 – Champs de contraintes sur une plaque d'épaisseur 2 mm grenaillée partiellement

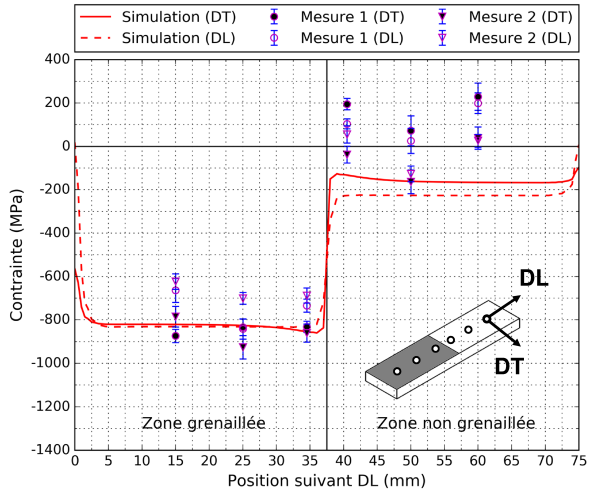


(a) Sans fraisage

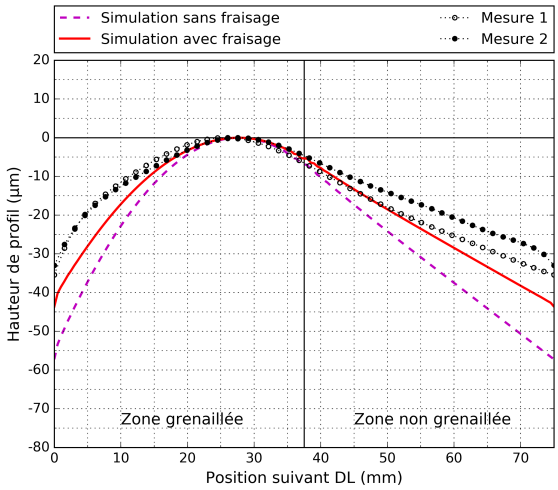
(b) Avec fraisage

FIGURE III.17 – Cartographies des déplacements hors-plans (face avant) sur une plaque d'épaisseur 2 mm

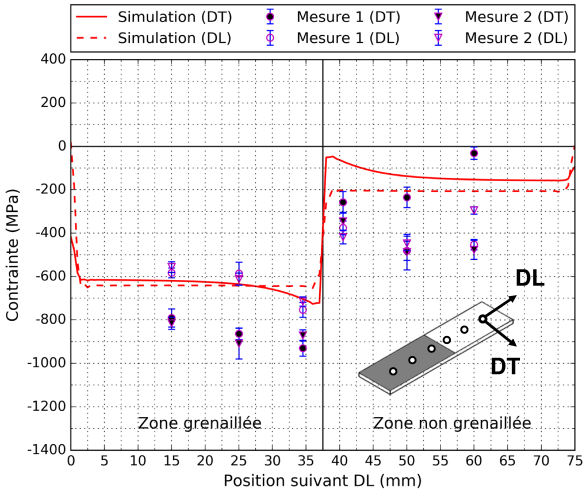
De la même façon que pour le cas d'étude présenté dans la **Partie III–3.2**, la comparaison des résultats de simulations avec les résultats d'analyses sur Inconel 718 DA permet de valider le fait que l'approche de modélisation soit prédictive pour des plaques de 5 mm d'épaisseur. En revanche, lorsque la plaque devient trop fine, le modèle n'est plus capable de reproduire l'état de contraintes déterminé par diffraction des rayons X car l'écart à l'équibiaxialité est plus important. En considérant les propriétés matériau identiques pour l'ensemble des échantillons analysés, ces écarts avec la simulation s'expliquent par le couplage entre un effet structure, un effet des conditions de bridage, et des effets de bord.



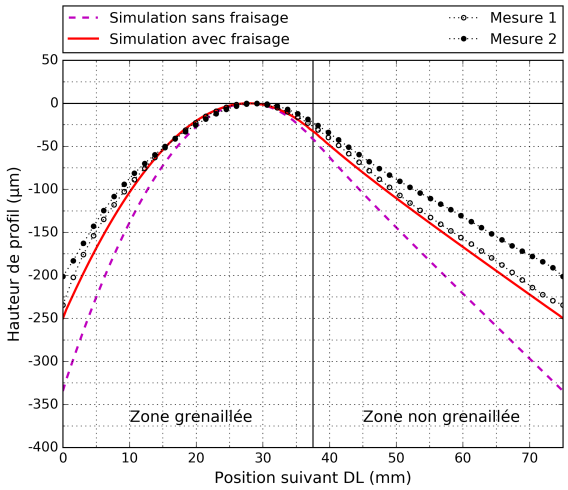
(a) Épaisseur $H = 5$ mm : contraintes en surface



(b) Épaisseur $H = 5$ mm : hauteurs de profils



(c) Épaisseur $H = 2$ mm : contraintes en surface



(d) Épaisseur $H = 2$ mm : hauteurs de profils

FIGURE III.18 – Comparaison des résultats de simulation et expérimentaux pour les plaques d'épaisseur H grenaillées partiellement

CHAPITRE III – SECTION 4

Application aux géométries courbes

La modélisation du grenaillage à partir de la méthode de reconstruction des eigenstrains porte à présent sur le cas des géométries courbes afin d'étudier l'effet d'une courbure (convexe et concave) sur la redistribution des contraintes. Par ailleurs, dans la perspective de comparer les résultats de contraintes avec ceux des analyses diffractométriques présentés dans la **Partie II–5**, les géométries sur lesquelles portent la modélisation sont identiques à celles rencontrées lors de la campagne expérimentale sur Inconel 718 DA : des barreaux cylindriques et des plaques rainurées avec deux diamètres de 16 et 6 mm. Pour autant, contrairement au cas des plaques planes, ce n'est pas à proprement parlé un cas de validation car il s'agit là d'un cas déjà complexe du point de vue du procédé.

4.1 Modélisation

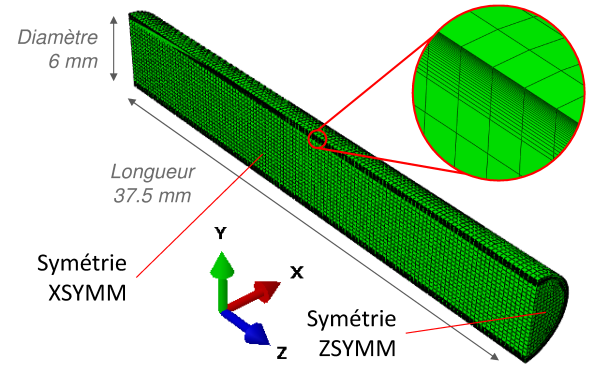
La modélisation du grenaillage sur les quatre géométries courbes porte sur la condition G2. La mise en données ainsi que les résultats de la modélisation sont ici illustrés pour le barreau cylindrique et la plaque rainurée de diamètre 6 mm sur les **Figures III.19** et **III.20** respectivement :

- Pour les deux géométries, le modèle EF représente une demi-éprouvette et le choix des propriétés élastiques, du type d'éléments ou de la taille de maille est identique à ce qui a pu être renseigné dans la **Partie III–3.1.2** dans le cas de la plaque plane grenaillée uniformément.

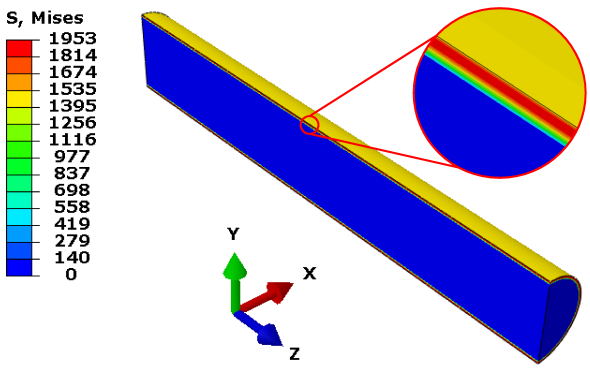
- À l'étape d'initialisation des contraintes, la visualisation du champ de contraintes équivalentes de von Mises permet de s'assurer que le calcul des distances entre les points d'intégration et la surface traitée est correct. Par ce biais il est aussi possible d'observer quelles sont les surfaces grenaillées : les barreaux cylindriques sont supposés traités entièrement (sauf les surfaces aux extrémités) tandis que les plaques rainurées sont traitées sur la seule face avant. L'hypothèse d'un grenaillage uniforme est bien entendu discutable compte tenu de la géométrie des composants. Néanmoins, en première approximation, seul le profil de contrainte massif semi-infini pour la condition de grenaillage G2 est ici utilisé.

- Après retour élastique, la triaxialité des contraintes met en évidence l'effet de la géométrie sur la redistribution des contraintes. Elle permet plus particulièrement de visualiser l'écart au massif semi-infini en terme d'équibiaxialité du champ de contraintes. La graduation du code couleur est d'ailleurs bornée entre deux valeurs (-0.7 et +0.7) pour signifier la présence d'états de contraintes équibiaxiaux (en compression et en traction respectivement) :
  - Dans le cas du barreau cylindrique, si l'état de contraintes en proche surface se rapproche de celui du massif semi-infini (compression équibiaxiale), en revanche la triaxialité à cœur est nettement supérieure à $+\frac{2}{3}$, signe que c'est la contrainte hydrostatique qui domine.
  - Dans le cas de la plaque rainurée, l'état de contraintes est extrêmement complexe : outre de la compression équibiaxiale en proche surface, il y a de forts gradients induits par la géométrie du composant.

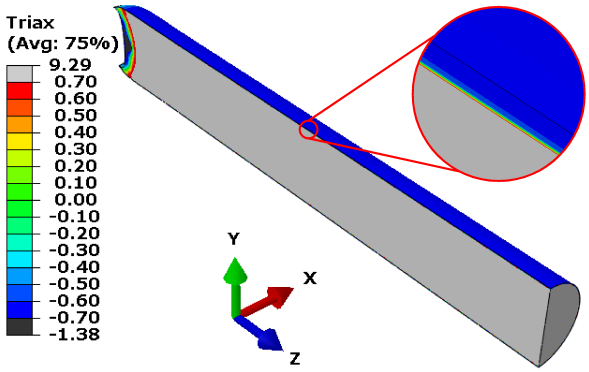
- Après retour élastique, les composants se déforment avec un phénomène de replis de matière sur les extrémités des surfaces grenaillées (ou bien au niveau des congés pour la plaque rainurée). L'amplitude des déplacements est ici donnée avec un facteur d'échelle suffisamment important pour accentuer les déformées.



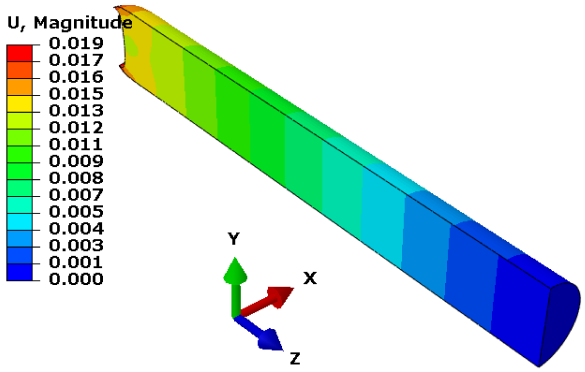
(a) Conditions limites et maillage



(b) Contraintes équivalentes de von Mises aux points d'intégration, avant retour élastique

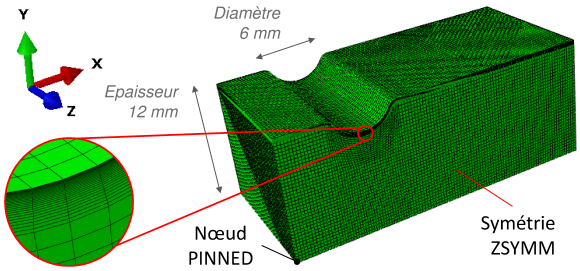


(c) Triaxialité des contraintes, après retour élastique (Deformation scale factor : 200)

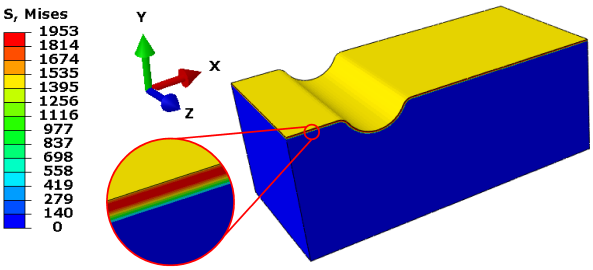


(d) Amplitude de déplacement, après retour élastique (Deformation scale factor : 200)

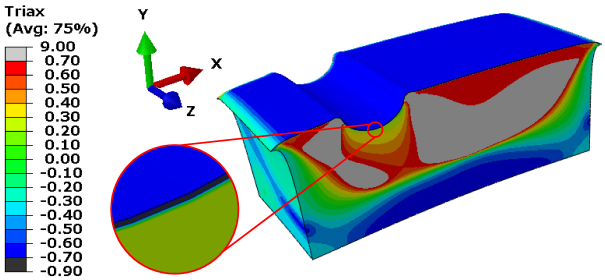
FIGURE III.19 – Modélisation du grenaillage sur un barreau cylindrique de diamètre 6 mm



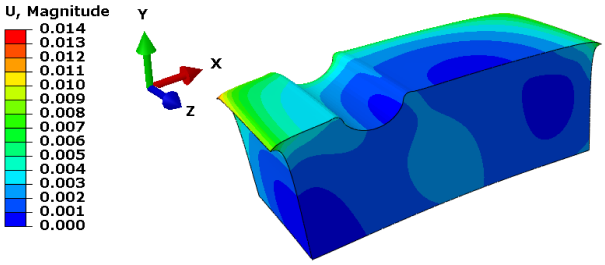
(a) Conditions limites et maillage



(b) Contraintes équivalentes de von Mises aux points d'intégration, avant retour élastique



(c) Triaxialité des contraintes, après retour élastique (Deformation scale factor : 200)



(d) Amplitude de déplacement, après retour élastique (Deformation scale factor : 200)

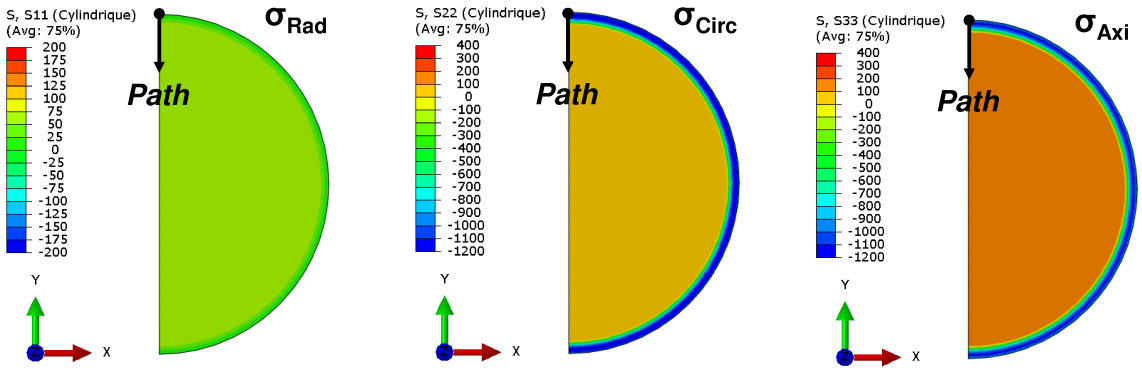
FIGURE III.20 – Modélisation du grenaillage partiel sur une plaque rainurée de diamètre 6 mm

4.2 Analyse des résultats sur barreaux cylindriques

4.2.1 Comparaison avec la solution analytique

Le problème d'incompatibilité des déformations plastiques dans un cylindre supposé infiniment long est résolu analytiquement dans [Ahdad 1996] : connaissant la distribution des déformations plastiques dans le cylindre, il est possible de remonter aux contraintes résiduelles (et inversement). L'approche est d'ailleurs détaillée en **Annexe A.4**. La comparaison entre les résultats de la modélisation et la solution analytique doit permettre de valider une seconde fois l'implémentation de la méthode de reconstruction des eigenstrains, et pour un cas plus complexe que celui d'une plaque plane.

Les deux approches sont appliquées au cas du barreau cylindrique de diamètre 6 mm, avec comme donnée d'entrée le profil de déformations plastiques dans le massif semi-infini grenaillé G2. Les profils de contraintes nodales dans les directions circonférentielle, axiale et radiale sont extraits de la modélisation dans la profondeur du cylindre, le long d'un *Path* indiqué sur la **Figure III.21**. La comparaison des résultats avec ceux de la méthode analytique est présentée sur la **Figure III.22** : l'accord entre les profils de contraintes est excellent.



(a) Contraintes radiales (Rad) (b) Contraintes circonférentielles (Circ) (c) Contraintes axiales (Axi)

FIGURE III.21 – Champs de contraintes équilibrés dans la section du cylindre de diamètre 6 mm

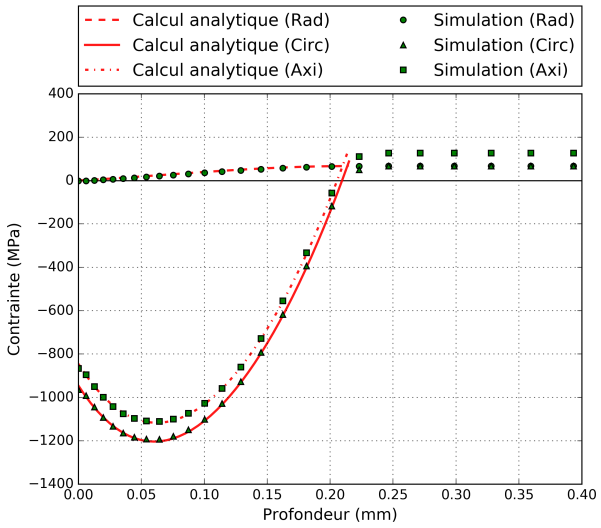


FIGURE III.22 – Comparaison des profils de contraintes numériques et analytiques dans la profondeur d'un cylindre de diamètre 6 mm

L'effet de convexité sur l'évolution des contraintes post-grenaillage peut donc être déduit simplement à partir de l'approche analytique. Les résultats sont présentés en **Annexe A.5.3**. Pour un état de déformations plastiques connu et semblable à celui du massif semi-infini, si le diamètre du cylindre diminue, alors le modèle prévoit :

- Des contraintes radiales systématiquement nulles en surface et quasi-nulles à cœur (lorsque le diamètre vaut 6 mm, les contraintes radiales restent inférieures à 70 MPa) ;
- Des contraintes circonférentielles assez peu sensibles au diamètre du cylindre, proches des contraintes du massif semi-infini : seule l'épaisseur en compression h_0 diminue de quelques microns lorsque le diamètre diminue ;
- Et pour les contraintes axiales :
  — Une diminution de la contrainte en surface σ_S et du maximum de compression σ_C ;
  — Une profondeur associée au maximum de compression h_C inchangée ;
  — Une diminution de l'épaisseur de la couche en compression h_0.

De même, l'effet de la variabilité des propriétés élastiques sur les profils de contrainte dans le cylindre est abordé à partir de la méthode analytique en **Annexe A.5.4**. Pour un diamètre de 6 mm, si l'écart du maximum de compression dans la direction axiale par rapport à celui dans la direction circonférentielle est de 7%, une variabilité de ±8% du module d'Young ou de ±17% du coefficient de Poisson entraîne une dispersion des résultats de contraintes de ±8%. En d'autres termes, pour les barreaux cylindriques, l'effet du rayon de courbure sur la redistribution des contraintes peut être masqué par celui d'une variabilité des propriétés élastiques du matériau grenaillé.

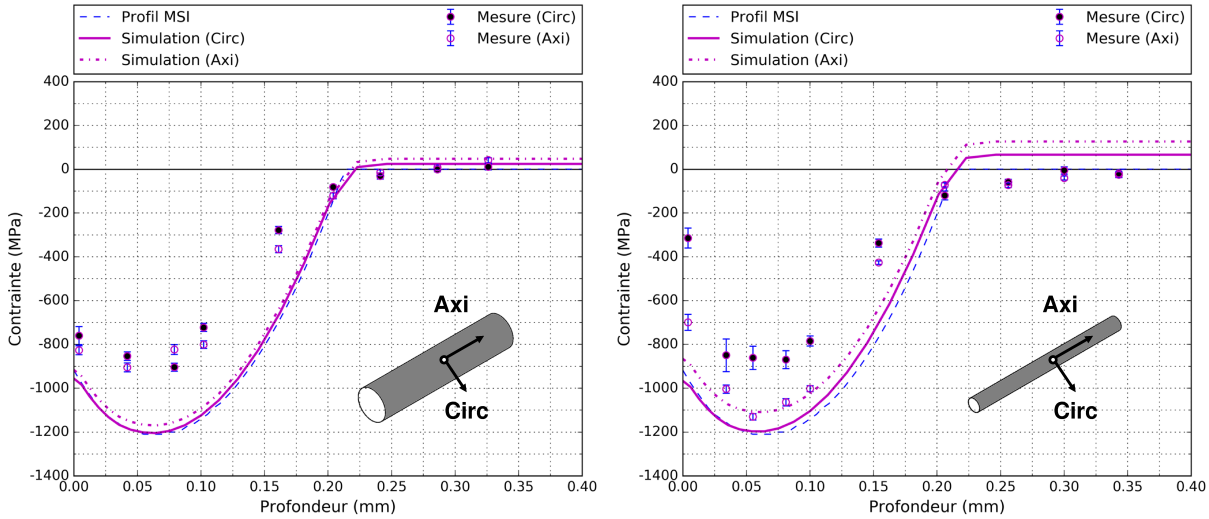
4.2.2 Comparaison avec l'expérimentation

Les contraintes calculées à partir de l'approche de modélisation pour les deux diamètres de cylindre sont à présent comparées à celles déterminées expérimentalement par DRX. Comme précédemment, les contraintes nodales sont extraites dans la profondeur suivant un rayon du cylindre, au centre du modèle EF. Le résultat de la comparaison est présentée sur la **Figure III.23**, avec :

- Le profil de contraintes dans le massif semi-infini (MSI) pour la condition G2 ;
- Les profils de contraintes calculés dans les directions circonférentielle et axiale ;
- Et les points de mesures sur un échantillon dans les directions circonférentielle et axiale.

Pour les deux cylindres, la modélisation ne donne pas des résultats de contraintes proches de ceux déterminés par diffraction des rayons X. Cela s'explique par un effet du procédé plutôt que par un défaut du modèle. En effet, les caractérisations présentées dans la **Partie II–5** montrent un effet de la géométrie sur les résultantes du traitement. Par conséquent, le grenaillage vu par les barreaux cylindriques est différent de celui vu par le bloc étalon à partir duquel est réalisée la modélisation.

Néanmoins, si les niveaux de contraintes ne sont pas comparables, il est tout de même intéressant de constater qu'expérimentalement comme numériquement, la diminution du diamètre des cylindres se traduit par un écart à l'équibiaxialité des contraintes. En revanche, contrairement à ce qui est prévu par le modèle, la contrainte maximale de compression déterminée expérimentalement dans la direction axiale est supérieure à celle dans la direction circonférentielle. Il s'agit très certainement d'un effet structure qui n'est pas pris en compte par le modèle.



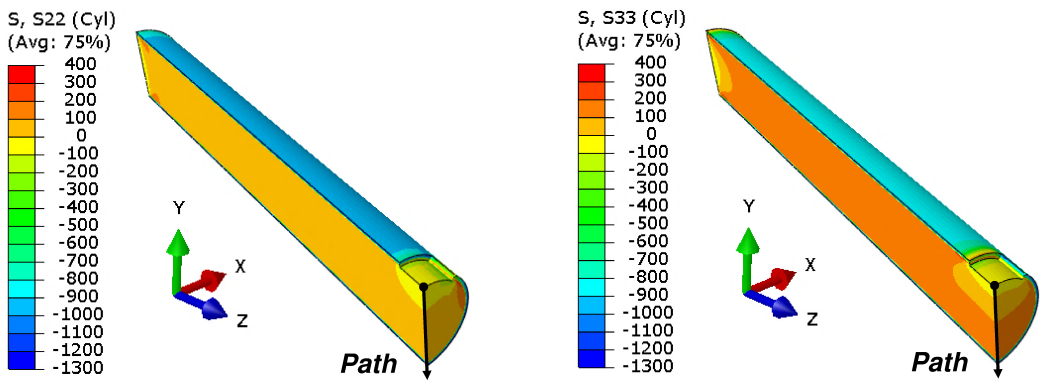
(a) Barreau cylindrique de diamètre 16 mm

(b) Barreau cylindrique de diamètre 6 mm

FIGURE III.23 – Profils de contraintes : comparaison entre les résultats de simulation et les résultats d'analyses diffractométriques sur barreaux cylindriques

Par ailleurs, pour tenir compte de l'effet de l'enlèvement de matière local sur les contraintes déterminées par diffraction des rayons X, l'approche semi-numérique est ici mise en œuvre sur le cas du barreau cylindrique de diamètre 6 mm :

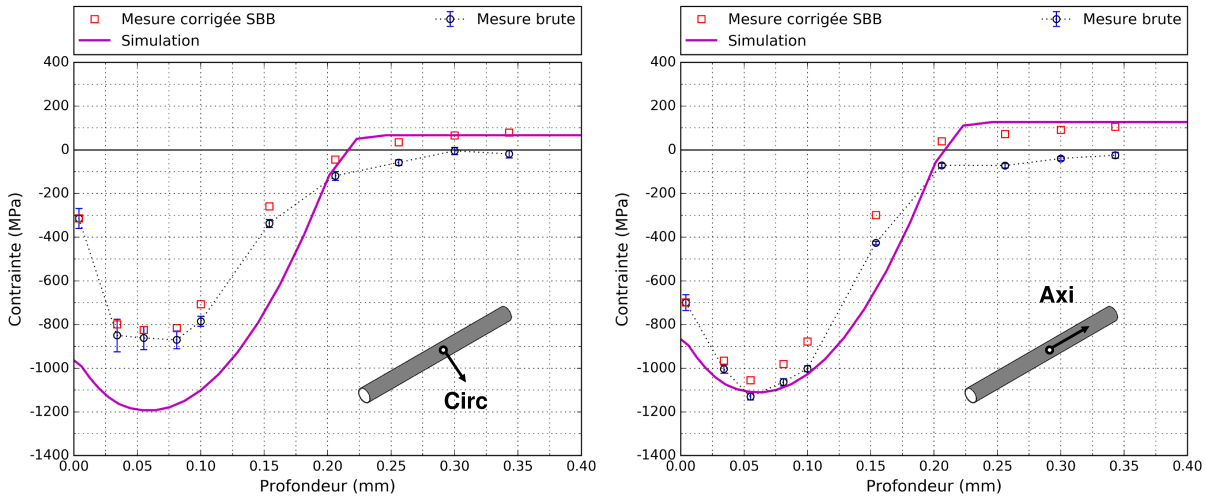
- Les matrices de correction dans les directions circonférentielle et axiale sont déterminées à partir de la désactivation de couches d'éléments sur une surface carrée de 4 mm^2, et jusqu'à une profondeur d'environ 300 μm. La lecture des contraintes aux points d'intégration des éléments se fait le long du *Path* représenté sur la **Figure III.24**.
- Les contraintes corrigées (SBB) sont représentées sur la **Figure III.25** et comparées aux contraintes brutes, c'est-à-dire sans correction. La correction sur les contraintes mesurées peut atteindre 100 MPa, mais ce n'est pas de nature à expliquer les écarts avec les résultats de modélisation. Néanmoins, cette correction permet d'obtenir des profils de contraintes expérimentaux qui passent en traction à cœur, ce qui est plus cohérent du point de vue de l'équilibre des contraintes.



(a) Contraintes circonférentielles (Circ)

(b) Contraintes axiales (Axi)

FIGURE III.24 – Modélisation des enlèvements de matière sur un cylindre de diamètre 6 mm



(a) Direction circonférentielle (Circ)

(b) Direction axiale (Axi)

FIGURE III.25 – Application de la correction semi-numérique sur un cylindre de diamètre 6 mm

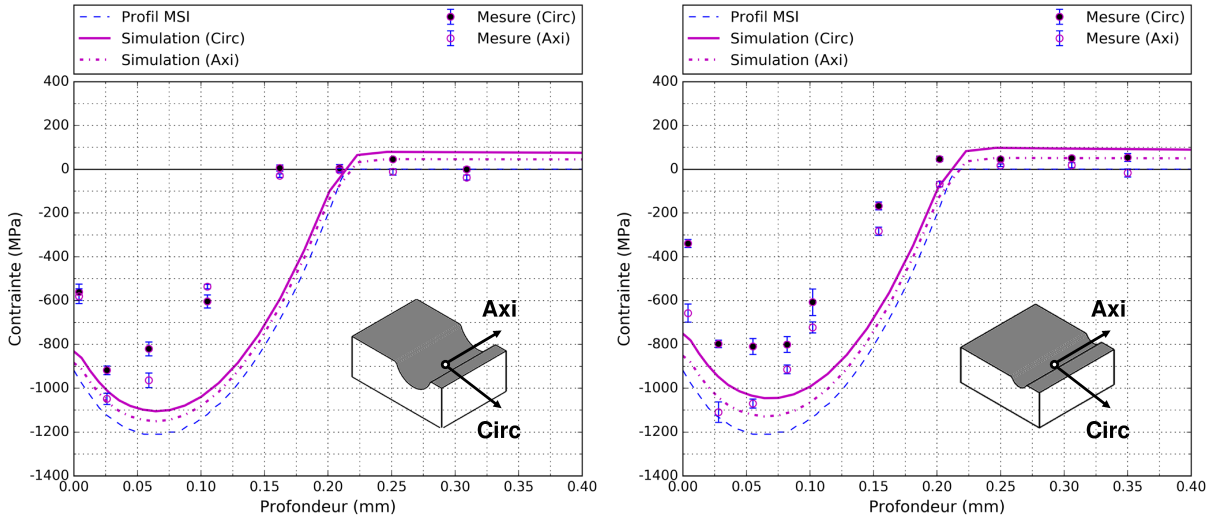
4.3 Analyse des résultats sur plaques rainurées

Les résultats de modélisation pour les deux plaques rainurées de 16 mm et 6 mm de diamètre sont ici comparés aux résultats d'analyses de contraintes en fond de rainure. L'objectif est double : d'une part étudier numériquement l'effet de concavité sur la redistribution des contraintes, et d'autre part observer si expérimentalement ce phénomène se produit, et dans quelles proportions. Les profils de contraintes dans les directions circonférentielle et axiale sont donnés sur la **Figure III.26** :

- Numériquement, l'effet d'une courbure concave sur la redistribution des contraintes est un peu plus marqué que celui d'une courbure convexe, car dans les deux directions d'analyse le profil de contraintes calculé s'écarte de celui du massif semi-infini. Par ailleurs, contrairement à la courbure convexe, la redistribution des contraintes est ici plus forte dans la direction circonférentielle. Lorsque le diamètre diminue et passe de 16 mm à 6 mm :
  - Dans la direction circonférentielle, le maximum de compression diminue sensiblement : l'écart avec le maximum de compression du massif semi-infini augmente et passe de 5% à 7%.
  - Dans la direction axiale, le maximum de compression diminue également : l'écart avec le maximum de compression du massif semi-infini augmente et passe de 9% à 14%.
- En comparaison avec les résultats d'analyses de contraintes, l'accord n'est pas satisfaisant en termes de niveaux de contraintes. Tout comme les cylindres, l'hypothèse d'un traitement uniforme ne semble pas adapté pour la modélisation en raison de la géométrie du composant qui rend difficile la maîtrise du procédé. Néanmoins, il est intéressant de constater que, expérimentalement et numériquement, les écarts entre les composantes circonférentielle et axiale vont dans le même sens : celui d'une compression plus importante dans la direction axiale.

Enfin, l'approche semi-numérique est également mise en œuvre pour corriger les contraintes déterminées par diffraction des rayons X dans la profondeur de la plaque rainurée de diamètre 6 mm :

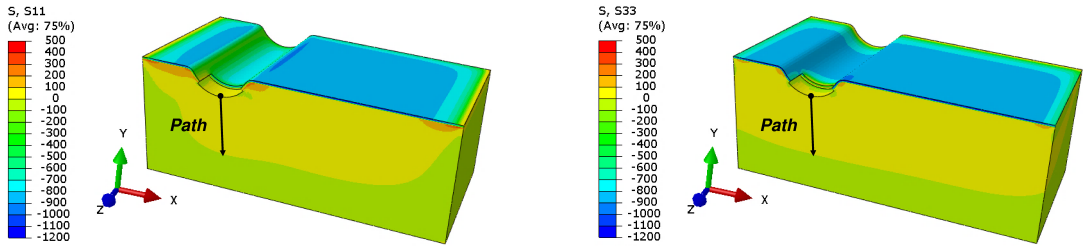
- Les matrices de correction dans les directions circonférentielle et axiale sont déterminées à partir de la désactivation de couches d'éléments sur une surface carrée de 4 mm^2, et jusqu'à une profondeur d'environ 300 μm. La lecture des contraintes aux points d'intégration des éléments se fait le long du *Path* représenté sur la **Figure III.27**.
- Les contraintes corrigées (SBB) sont représentées sur la **Figure III.28** et comparées aux contraintes brutes, c'est-à-dire sans correction. Cette fois-ci, l'effet de la correction sur les contraintes mesurées est globalement très limité et n'excède pas 50 MPa.



(a) Plaque rainurée de diamètre 16 mm

(b) Plaque rainurée de diamètre 6 mm

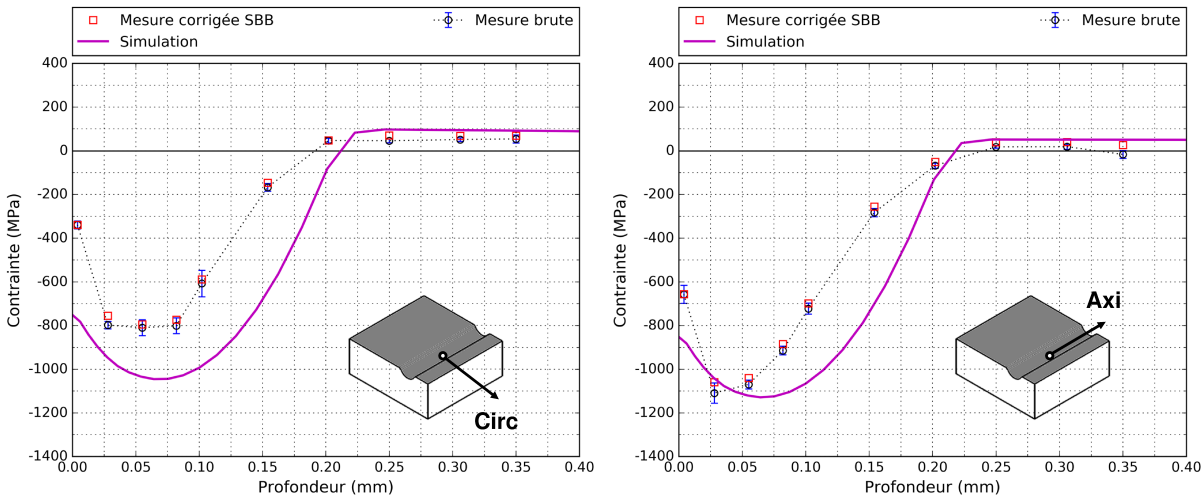
FIGURE III.26 – Profils de contraintes : comparaison entre les résultats de simulation et les résultats d'analyses diffractométriques sur plaques rainurées



(a) Contraintes circonférentielles (Circ)

(b) Contraintes axiales (Axi)

FIGURE III.27 – Modélisation des enlèvements de matière sur une plaque rainurée de diamètre 6 mm



(a) Direction circonférentielle (Circ)

(b) Direction axiale (Axi)

FIGURE III.28 – Application de la correction semi-numérique sur une plaque rainurée de diamètre 6 mm

Chapitre III – Section 5

Conclusions sur l'approche de modélisation

Dans ce chapitre, la méthode de reconstruction des eigenstrains est mise en œuvre afin de permettre la reconstruction du champ de contraintes résiduelles dans un composant grenaillé. Pour assurer le transfert des eigenstrains dans un code de calcul EF, la méthode d'initialisation des contraintes est choisie : dans le cas du grenaillage conventionnel, puisque les eigenstrains proviennent uniquement de la plasticité, il existe des relations analytiques simples qui permettent de lier le tenseur de contraintes initial à la distribution des déformations plastiques dans un massif semi-infini. Le résultat d'un calcul de rééquilibrage élastique donne non seulement le champ de contraintes résiduelles dans le composant, mais également la déformée induite par le traitement.

Ce chapitre a ensuite permis de présenter l'algorithme de calcul développé pour l'intégration de la méthode de calcul à partir du logiciel ABAQUS. L'outil numérique proposé facilite considérablement la démarche de modélisation des effets du grenaillage de précontrainte pour des géométries complexes et/ou des conditions de traitement complexes. L'implémentation de la méthode est validée pour des plaques planes de différentes épaisseurs et des barreaux cylindriques de différents diamètres : les résultats de la modélisation (contraintes et déformées) sont identiques aux solutions des modèles analytiques existants.

L'approche de modélisation est appliquée plus particulièrement à trois types de géométries complexes élémentaires : des plaques planes de 5 mm et 2 mm d'épaisseur, des barreaux cylindriques ainsi que des plaques rainurées de 16 mm et 6 mm de diamètre. Les propriétés élastiques du matériau sont celles de l'alliage Inconel 718 DA afin de permettre une comparaison des résultats de modélisation avec les résultats d'analyses de contraintes et d'analyses de forme :

- Pour le cas des plaques planes, deux configurations de traitement sont abordées : un grenaillage uniforme et un grenaillage partiel. Dans les deux cas, l'étude a mis en avant l'effet de la présence d'un état de contraintes préexistant sur les déformées. Avec la modélisation du grenaillage et du fraisage, l'accord avec les résultats expérimentaux pour les plaques de 5 mm d'épaisseur est très satisfaisant. En revanche, pour les plaques minces de 2 mm d'épaisseur, la modélisation n'est pas tout à fait prédictive puisqu'il y a un désaccord avec les contraintes mesurées. Deux phénomènes peuvent expliquer les écarts : un effet structure qui n'est pas pris en compte par le modèle, et un effet des conditions de bridage sur l'activité plastique qui nécessiterait de définir un autre profil de contraintes de référence type massif semi-infini.

- Pour le cas des barreaux cylindriques et des plaques rainurées, la comparaison avec les résultats expérimentaux est rendue difficile en raison de l'interaction géométrie–procédé : si du point de vue de la modélisation le traitement est supposé uniforme, les caractérisations par diffraction des rayons X tendent à montrer le contraire. Pour autant, la modélisation est capable de tenir compte de l'effet d'une courbure sur la redistribution des contraintes : pour une forme convexe, la direction axiale de courbure nulle est plus sensible à une diminution du diamètre ; pour une forme concave, c'est dans la direction circonférentielle de courbure maximale que la redistribution des contraintes s'opère préférentiellement lorsque le diamètre diminue.

Enfin, outre les écarts liés aux aspects procédés (usinage et grenaillage), ce chapitre a également permis de traiter l'effet de la variabilité des propriétés élastiques sur la modélisation des contraintes, puis celui de la correction des contraintes mesurées par diffraction des rayons X. Ces deux éléments contribuent à expliquer, dans une moindre mesure, les écarts entre les distributions de contraintes calculées et celles mesurées.

Chapitre IV

Application de la modélisation à un démonstrateur industriel et analyse en fatigue

Sommaire

1 Introduction **113**

2 Données d'essais et identification du critère de fatigue **114**

2.1 Échantillons de l'étude et essais mécaniques 114

2.1.1 Éprouvettes de traction et de flexion 114

2.1.2 Éprouvettes joncs 115

2.2 Données de fatigue sur éprouvettes plates non grenaillées 117

2.3 Identification du critère de Crossland 117

2.4 Données de fatigue sur éprouvettes joncs 118

3 Modélisation du grenaillage et analyse en fatigue sur éprouvettes joncs **120**

3.1 Cadre général 120

3.2 Modélisation du grenaillage 120

3.3 Analyse en fatigue 124

3.4 Comparaison avec l'expérimentation 127

4 Conclusions sur le chaînage en fatigue **129**

Chapitre IV – Section 1

Introduction

Ce dernier chapitre est consacré à l'application de la méthodologie prototype sur un démonstrateur industriel à géométrie complexe, en réalisant un chaînage d'outils depuis la modélisation du grenaillage jusqu'au calcul de durée de vie en fatigue. Si dans la littérature plusieurs approches sont proposées pour prendre en compte les effets du grenaillage dans les calculs de durées de vie sur des géométries simples (**Partie I–4.2**), celle proposée ici consiste d'abord à modéliser les contraintes résiduelles de grenaillage à partir de la méthode de reconstruction des eigenstrains, puis à simuler un cycle de chargement élastique avant de faire un post-traitement à partir du critère de Crossland pour la fatigue multiaxiale HCF.

Suite à l'application de l'approche de modélisation du grenaillage à des géométries complexes élémentaires, puis à la confrontation des résultats de calculs avec les données de caractérisations sur Inconel 718 DA, l'étude jusqu'en fatigue porte à présent sur l'acier TRIP 780. Il s'agit d'un acier faiblement allié utilisé dans l'industrie automobile pour des pièces de liaisons au sol. Puisque l'approche est supposée matériau non dépendante, il peut s'avérer pertinent de changer de matériau afin de profiter des données d'essais de fatigue sur acier TRIP 780 produites au cours du projet CONDOR.

Les travaux de thèse de [Mauduit 2018] s'intéressent spécifiquement à l'effet du grenaillage de précontrainte sur le comportement en fatigue de cet acier multiphasé à transformation de phase. Outre l'aspect relaxation des contraintes résiduelles sous sollicitations mécaniques, la problématique essentielle pour ce type de matériau consiste à comprendre et prédire la transformation martensitique pendant le grenaillage, puis en fatigue. Par conséquent, des hypothèses simplificatrices sont ici formulées pour la résolution des calculs :

- Pour s'affranchir des questions de multiphasage lors de la modélisation du grenaillage, les contraintes résiduelles dans le massif semi-infini correspondent aux contraintes macroscopiques obtenues à partir d'une loi des mélanges dans les phases pseudo ferritiques (ferrite, martensite) et l'austénite.
- Mauduit a mis en évidence sur des essais de fatigue–flexion d'éprouvettes grenaillées que la transformation de phase n'évoluait pas jusqu'à la demi-vie de l'éprouvette. Après grenaillage, la fraction surfacique d'austénite est considérée nulle en surface, et inférieure à 13% à cœur [Mauduit 2018]. Dans cette étude la transformation de phase n'est donc pas prise en compte dans les analyses.

Finalement, dans le cadre de cette étude sur démonstrateur industriel, l'objectif est de prédire l'efficacité du grenaillage en quantifiant l'effet des contraintes résiduelles de compression sur la tenue en fatigue. Dans cette perspective, il faudra veiller à comparer les durées de vie ainsi que les sites d'amorçage avec ou sans modélisation du grenaillage. De plus, une comparaison des résultats d'essais de fatigue avec les résultats de calculs sera particulièrement intéressante pour vérifier si l'approche est prédictive ou non.

Chapitre IV – Section 2

Données d'essais et identification du critère de fatigue

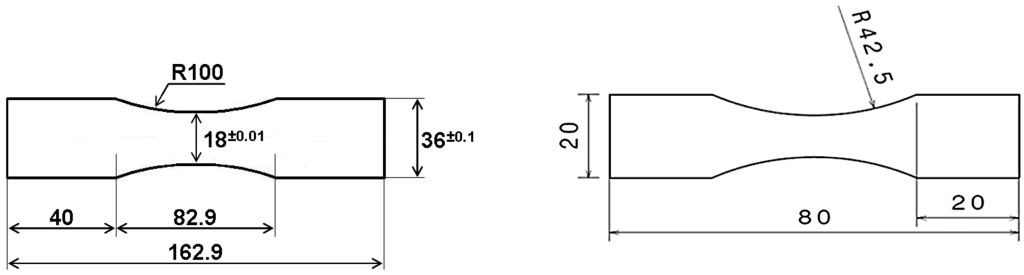
Pour des raisons déjà évoquées dans la **Partie I–4.3**, parmi la large gamme de critères de fatigue multiaxiaux existants, le critère de Crossland est un excellent candidat pour prédire les durées de vie en fatigue HCF. Sa formulation est également détaillée dans la synthèse bibliographique. Cette partie va traiter de la démarche d'identification du critère de Crossland pour l'acier TRIP 780, et des essais de fatigue sur éprouvettes joncs.

2.1 Échantillons de l'étude et essais mécaniques

Deux populations d'échantillons sont utilisées dans le cadre de cette étude sur acier TRIP 780. La première est destinée à l'identification du critère de fatigue : ce sont des éprouvettes de flexion et de traction non grenaillées. La seconde doit servir à la comparaison des résultats d'analyses en fatigue sur démonstrateur industriel : ce sont des éprouvettes joncs non grenaillées et grenaillées.

2.1.1 Éprouvettes de traction et de flexion

Les données de fatigue utilisées pour l'identification des fonctions paramètres α et β du critère de Crossland sont fournies par ArcelorMittal, et proviennent d'essais de traction et de flexion sur des éprouvettes non grenaillées. L'acier TRIP 780 utilisé possède une limite d'élasticité R_e et une résistance mécanique R_m qui valent respectivement 562 MPa et 829 MPa dans la direction transverse de laminage des éprouvettes. Les propriétés du matériau (composition chimique, microstructure, propriétés mécaniques) sont largement abordées dans [Mauduit 2018]. Pour les deux types d'essais, la géométrie des échantillons utilisés est représentée sur la **Figure IV.1**. En traction il s'agit d'éprouvettes plates d'épaisseur 1.8 mm, tandis qu'en flexion ce sont des éprouvettes plates d'épaisseur 2 mm qui sont usinées avec un congé de rayon 1 mm dans les angles pour limiter les effets de concentration de contraintes.



(a) Éprouvette de traction (épaisseur : 1.8 mm)

(b) Éprouvette de flexion (épaisseur : 2 mm)

Figure IV.1 – Dimensions des éprouvettes de traction et de flexion (en mm)

Lors des essais de fatigue, les conditions opératoires sont les suivantes :

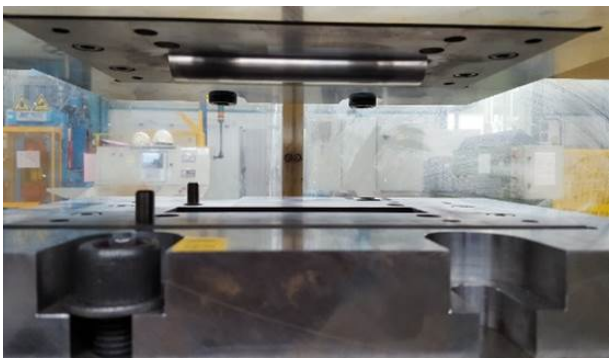
- Les essais en traction sont réalisés sur machine MTS 100 et sont pilotés en charge imposée selon les normes AFNOR A03-401, ASTM E466 ou ISO 1099, avec :
  - Des essais en traction alternée (rapport de charge R_σ = -1) à température ambiante, avec un signal de forme sinusoïdal et une fréquence de 30 Hz ;
  - Des essais en traction ondulée (rapport de charge R_σ = 0.1) à température ambiante, avec un signal de forme sinusoïdal et une fréquence de 20 Hz.

- Les essais de flexion sont réalisés sur un montage mis au point dans le projet CONDOR. Ils sont pilotés en courbure imposée pour trois niveaux cibles de la contrainte alternée en surface de l'échantillon : 440 MPa, 470 MPa et 535 MPa. Par ailleurs les essais sont effectués à température ambiante, avec un rapport de charge R_σ = -1, et pour une fréquence de cyclage de 10 Hz.

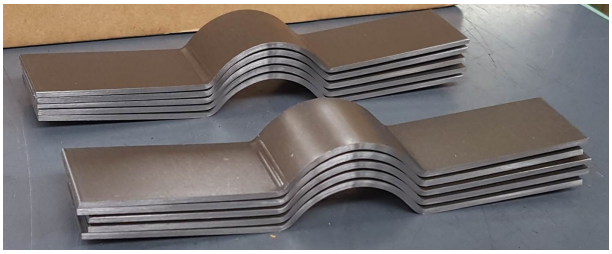
2.1.2 Éprouvettes joncs

Le démonstrateur industriel pour l'étude a été développé conjointement par PSA Peugeot Citroën, ArcelorMittal, Arts et Métiers ParisTech, et l'IRT M2P. Il s'agit d'une éprouvette de fatigue appelée éprouvette jonc, et qui intéresse particulièrement les industriels pour traiter des problématiques de mise en forme par emboutissage. Dans le cadre du projet CONDOR, des travaux présentés dans [Caër 2017] ont pour objectif d'étudier l'effet de cette mise en forme sur l'état mécanique post-grenaillage. Les tôles laminées en acier TRIP 780 sont fournies par ArcelorMittal sous forme de bobines, puis s'en suit une succession d'opérations de mise en forme illustrées sur la **Figure IV.2** :

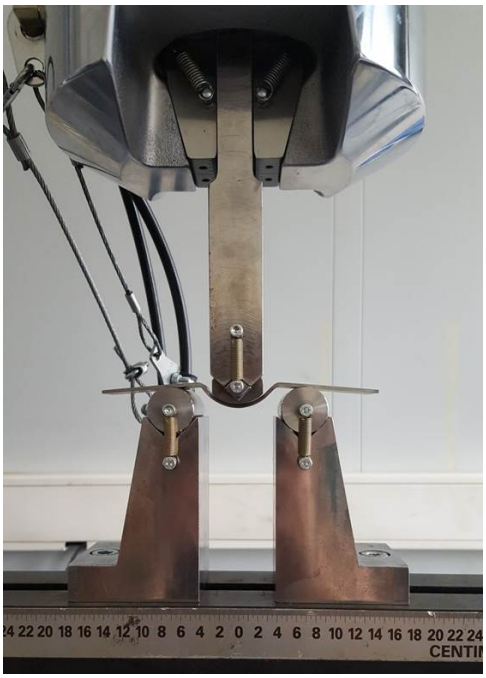
- Traitement des bobines par *skin-pass* afin d'aplanir les tôles ;
- Découpe des tôles d'épaisseur 2 mm en coupons de dimensions 161.5 mm × 31 mm ;
- Emboutissage sur une presse équipée de matrices développées en interne : cinq coupons sont mis en forme simultanément afin d'optimiser la cadence d'emboutissage ;
- Redressement des éprouvettes.



(a) Matrice d'emboutissage



(b) Éprouvettes embouties



(c) Redressement des éprouvettes

FIGURE IV.2 – Opérations de mise en forme des éprouvettes joncs [Caër 2017]

Le grenaillage des éprouvettes joncs est effectué sur la plateforme de l'IRT M2P, dans les conditions opératoires fixées par les partenaires industriels du projet, notées G3, et présentées dans le **Tableau IV.1**. Il s'agit d'un grenaillage à la turbine réalisé avec des billes en acier coupé CW400–700 de 400 μm de diamètre moyen, et de dureté 700 HV1. Lors du grenaillage, les éprouvettes sont bridées et positionnées sur un montage développé en interne [Attonaty 2016] permettant de traiter séquentiellement les deux faces du jonc. Le traitement est réalisé d'abord en extrados puis en intrados [1], et seule la partie centrale de l'éprouvette est grenaillée comme l'illustre la **Figure IV.3**.

Vitesse de rotation turbine (tr/min)	2500
Temps de grenaillage (s)	16
Intensité Almen cible	F20A
Recouvrement cible (%)	320

TABLEAU IV.1 – Paramètres procédé pour le grenaillage G3 des éprouvettes joncs

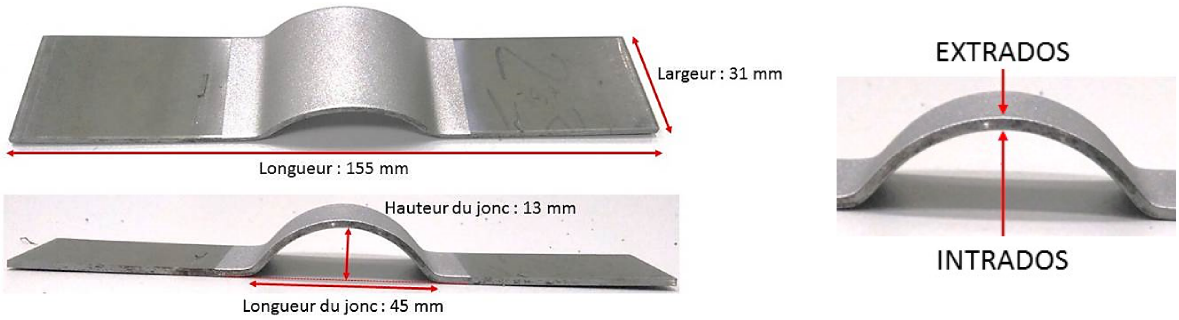
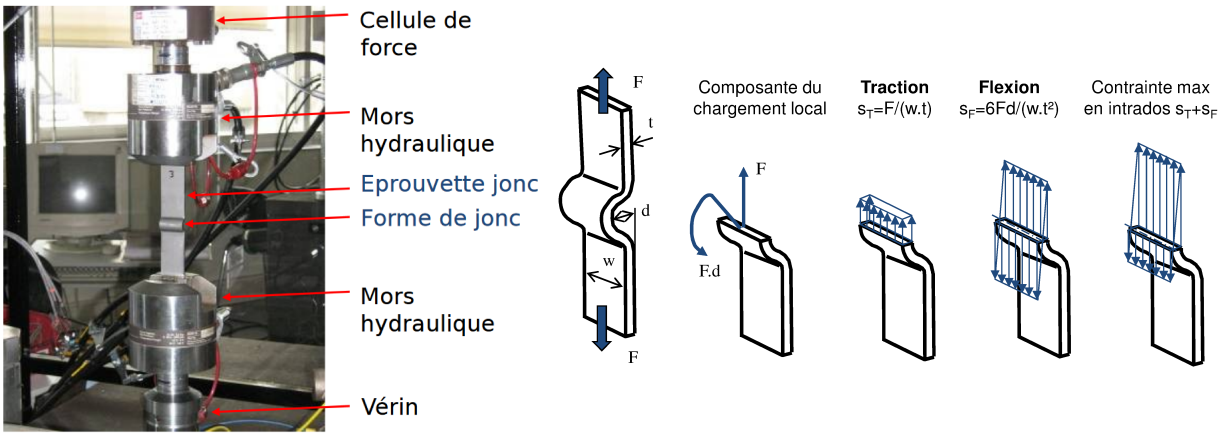


FIGURE IV.3 – État de surface d'une éprouvette jonc après grenaillage [Rouyer 2017]

Les essais de fatigue sont réalisés à ArcelorMittal à partir du dispositif expérimental représenté sur la **Figure IV.4a**. Ils sont définis en traction uniaxiale, sous rapport de charge R_σ = -1 (traction alternée), et avec une fréquence de cyclage de 20 Hz. Au total, 40 éprouvettes joncs sont sollicitées en fatigue (20 éprouvettes non grenaillées et 20 autres grenaillées), pour plusieurs niveaux de chargement. Pour les éprouvettes non grenaillées, des jauges de déformation sont placées sur l'intrados, au centre du jonc, ce qui permet de remonter à la contrainte alternée sur le cycle de chargement. Le pilotage des essais est assuré en déplacement, et les jauges de déformations permettent de les asservir en contrainte alternée. Puisque le matériau est sollicité dans le domaine élastique, la relation entre la contrainte alternée et l'amplitude de déplacement est linéaire. Par suite, la contrainte alternée sur éprouvettes grenaillées est calculée en équivalence élastique, c'est-à-dire à partir de la relation contrainte–déplacement établie expérimentalement sur l'intrados des éprouvettes non grenaillées.



(a) Moyen d'essai cyclique (b) Décomposition du chargement en traction

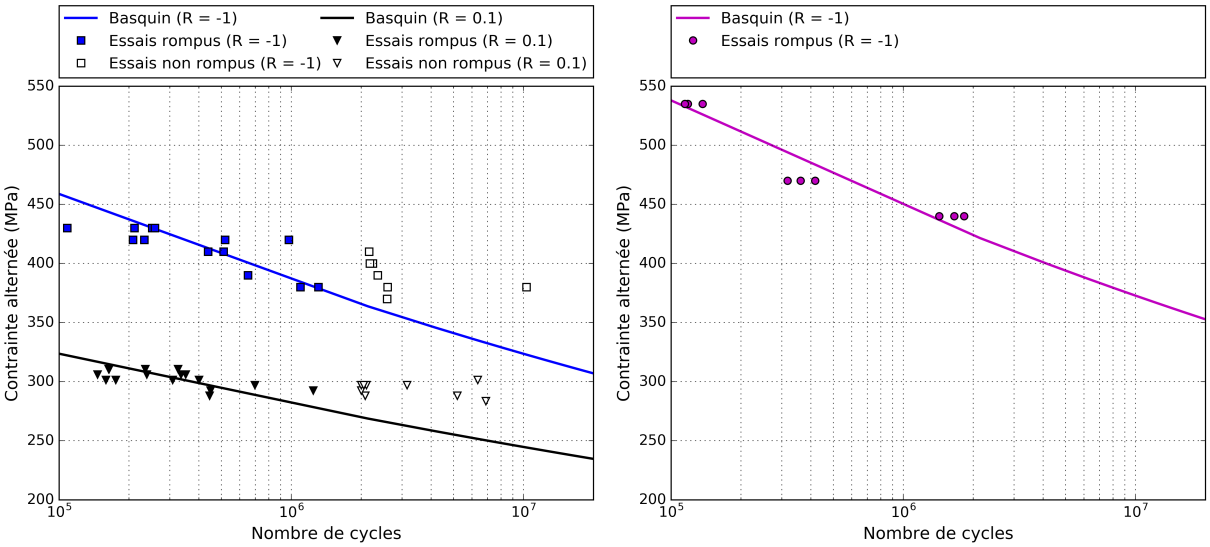
FIGURE IV.4 – Essais de fatigue sur éprouvettes joncs

1. Des analyses de contraintes montrent que la seconde face grenaillée est sensiblement plus en compression [Caër 2017]. La séquence extrados–intrados permet donc de mettre davantage en compression l'intrados, zone où l'amorçage en fatigue est supposée se produire.

Lors de la sollicitation en traction–compression de l'éprouvette, le chargement vu par le jonc peut se décomposer comme la somme d'une première contribution en traction et d'une seconde en flexion. Comme l'illustre la **Figure IV.4b**, il est prévu analytiquement que la composante de flexion soit prépondérante par rapport à la composante de traction, et que la contrainte maximale soit localisée en intrados.

2.2 Données de fatigue sur éprouvettes plates non grenaillées

La représentation des résultats d'essais cycliques en traction et en flexion est donnée sur la **Figure IV.5** dans l'espace contrainte alternée–durée de vie. Parmi les modèles présentés dans la **Partie I–4.3.1**, c'est le modèle de Basquin qui est utilisé pour modéliser les courbes de fatigue. Les courbes de Basquin sont ajustées par moindres carrés sur les durées de vie des essais rompus. Les valeurs prises par les paramètres d'ajustement dans l'équation **(I.17)** sont données dans le **Tableau IV.2**.



(a) Essais de traction

(b) Essais de flexion

FIGURE IV.5 – Modélisation des courbes de fatigue de l'acier TRIP 780 non grenaillé

Essais	R_σ	A	B
Traction	-1	-13.18	40.09
	0.1	-16.48	46.35
Flexion	-1	-12.55	39.28

TABLEAU IV.2 – Paramètres du modèle de Basquin

2.3 Identification du critère de Crossland

L'étape d'identification du critère de Crossland consiste à déterminer l'expression des fonctions paramètres $\alpha(N)$ et $\beta(N)$ de l'équation **(I.19)** à partir de deux courbes de fatigue à deux rapports de charge différents. La résolution du problème d'identification est d'ailleurs proposée pour une sollicitation uniaxiale dans la **Partie I–4.3.3**.

Si les données d'essais de fatigue suffisent à identifier le critère en traction, il faut néanmoins garder à l'esprit que la contribution principale du chargement appliqué sur éprouvettes joncs correspond à une sollicitation en flexion. Dans ce cas une identification du critère de Crossland de type traction–traction n'est pas suffisante : puisque la surface est principalement sollicitée en flexion, il y a un effet de gradient qui affecte les durées de vie et qu'il faut prendre en compte.

Les fonctions paramètres α et β du critère sont liées au matériau. La première représente la sensibilité du matériau à la présence d'une contrainte hydrostatique tandis que la seconde correspond à la valeur maximale de la contrainte équivalente que le matériau peut supporter sans amorcer de fissure. L'identification des deux fonctions à partir des données de fatigue sur acier TRIP 780 non grenaillé consiste à déterminer successivement :

- L'expression de la fonction $\alpha(N)$:
  Puisque la pression hydrostatique maximale est la même en flexion et en traction, alors la fonction $\alpha(N)$ est déterminée à partir de l'équation **(I.29)** et des essais de traction pour les deux rapports de charge R_σ = -1 et R_σ = 0.1.

- L'expression de la fonction $\beta(N)$:
  La fonction paramètre $\alpha(N)$ étant connue, seule $\beta(N)$ change entre traction et flexion. L'équation **(I.28)** permet d'exprimer $\beta(N)$ pour un certain rapport de charge R_σ :

$$\beta(N) = \frac{3 \cdot (1 - R_\sigma) - 2 \cdot \alpha(N)}{3 \cdot (1 - R_\sigma)} \cdot \sigma^{alt}(N) \tag{IV.1}$$

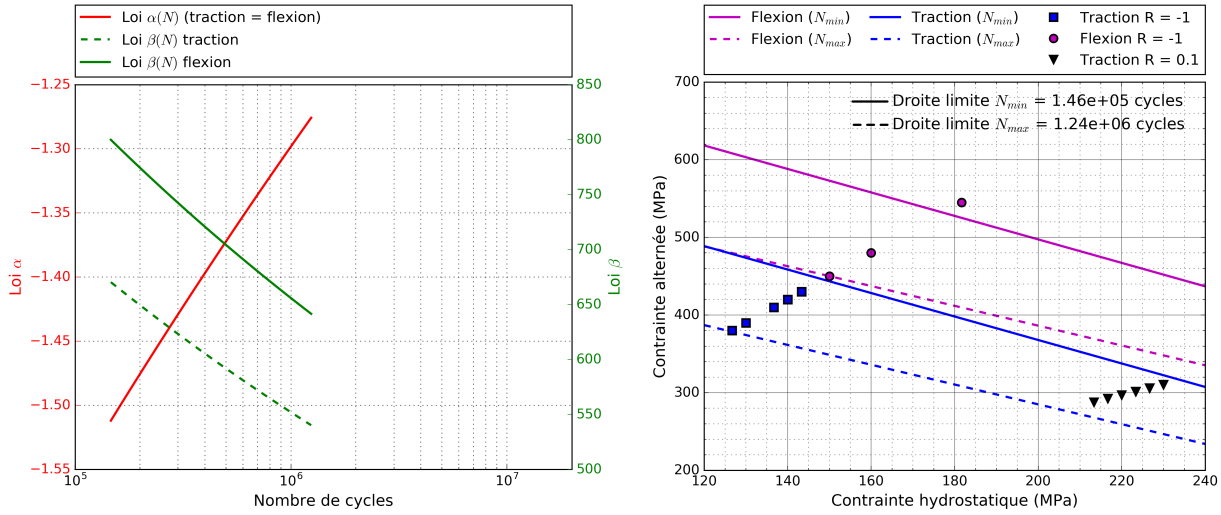
  Puisque les données d'essais en flexion sont établies pour un rapport de charge R_σ = -1, alors l'équation **(IV.1)** se simplifie et s'écrit :

$$\beta(N) = \left(1 - \frac{\alpha(N)}{3}\right) \cdot \sigma^{alt}(N) \tag{IV.2}$$

Les fonctions $\alpha(N)$ et $\beta(N)$ (en traction et en flexion) sont identifiées en interpolant les valeurs de contraintes alternées sur les courbes de Basquin, sur un intervalle de durée de vie compris entre $1.46 \cdot 10^5$ et $1.24 \cdot 10^6$ cycles, et discrétisé en 1000 points avec un pas constant. Les résultats de l'identification en flexion sont présentés sur la **Figure IV.6a** et sont comparés à ceux en traction. À partir de cette identification, les droites limites du critère de Crossland sont tracées aux bornes de l'intervalle de durées de vie sur la **Figrue IV.6b**, dans l'espace contrainte alternée–pression hydrostatique maximale. Cette représentation permet de constater que l'effet de surface en flexion est bien pris en compte puisque les droites limites sont décalées vers les plus forts chargements.

2.4 Données de fatigue sur éprouvettes joncs

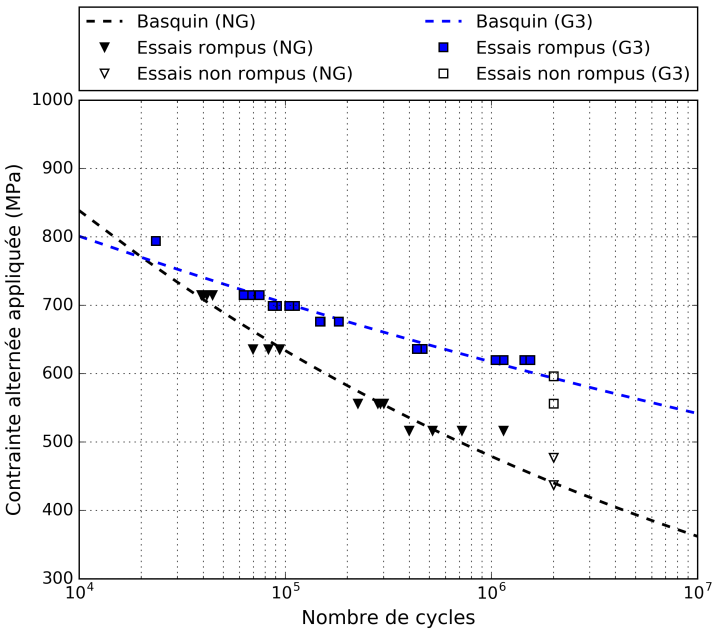
Les essais de fatigue sur éprouvettes joncs sont pilotés en déplacement avec une censure fixée à $2 \cdot 10^6$ cycles. La représentation des résultats d'essais cycliques sur éprouvettes joncs non grenaillées (NG) et grenaillées (G3) est donnée dans l'espace contrainte alternée en équivalence élastique–durée de vie sur la **Figure IV.7**. Les deux courbes de Basquin sont identifiées à partir des essais rompus. À partir de la comparaison entre ces deux courbes, l'effet du grenaillage de précontrainte sur la tenue en fatigue du composant est notable : l'augmentation des durées de vie (en échelle logarithmique) atteint 44% lorsque la contrainte alternée vaut 362 MPa.



(a) Interpolation des lois $\alpha(N)$ et $\beta(N)$

(b) Représentation des droites limites du critère

FIGURE IV.6 – Identification du critère de Crossland sur acier TRIP 780



(a) Modélisation des courbes de fatigue

	A	B
Jonc NG	-8.22	28.04
Jonc G3	-17.66	55.29

(b) Identification du modèle de Basquin

FIGURE IV.7 – Résultats des essais de fatigue en traction alternée sur éprouvettes joncs

Chapitre IV – Section 3

Modélisation du grenaillage et analyse en fatigue sur éprouvettes joncs

Dans cette partie, l'objectif est d'appliquer le critère de Crossland en post-traitement de calculs EF élastiques reproduisant un cycle d'un essai de traction sur éprouvettes joncs non grenaillées et grenaillées. Les résultats seront comparés aux données expérimentales.

3.1 Cadre général

Outre les hypothèses formulées en introduction du chapitre vis-à-vis des propriétés microstructurales de l'acier TRIP 780, le cadre des analyses en fatigue sur éprouvettes joncs est défini de la façon suivante :

- Pour la modélisation du grenaillage :
  - Il n'y a pas de prise en compte des contraintes résiduelles et de l'écrouissage induits lors de la mise en forme des éprouvettes par emboutissage. Avant grenaillage, le démonstrateur industriel est supposé neutre de contraintes.
  - La modélisation repose sur la distribution des contraintes résiduelles dans la profondeur d'un massif semi-infini. Cette distribution est définie à partir d'analyses de contraintes par diffraction des rayons X sur une plaque plane grenaillée en acier TRIP 780.

- Pour la modélisation du chargement cyclique :
  - Sous l'hypothèse d'un comportement élastique et/ou d'un comportement élastoplastique stabilisé lors du chargement, le calcul EF reproduit un cycle élastique de la sollicitation en fatigue ;
  - Bien que la relaxation des contraintes résiduelles dans des échantillons grenaillés en acier TRIP 780 puisse être significative à grand nombre de cycle [Mauduit 2017], le choix est fait de considérer ces contraintes stables en service. Par conséquent, pour les analyses sur éprouvettes joncs grenaillées, le calcul EF correspond à la superposition du chargement élastique et des contraintes résiduelles.

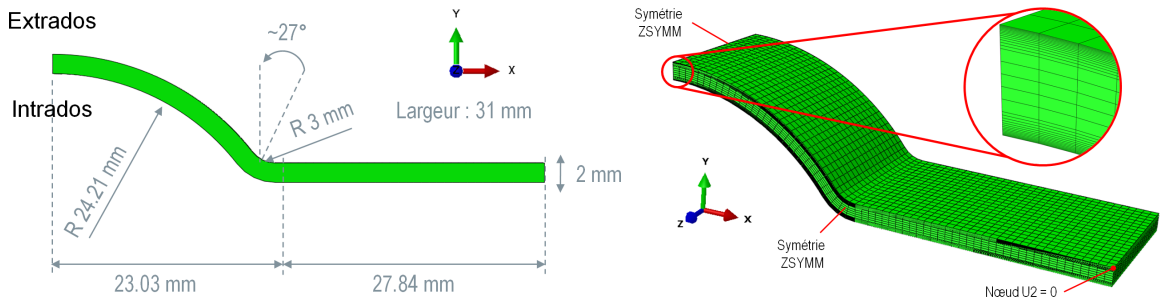
- Pour le post-traitement en fatigue :
  - Le critère de Crossland est appliqué pour le calcul des durées de vie à chaque point d'intégration des éléments du maillage ;
  - Pour l'identification du critère de Crossland, les données utilisées proviennent d'essais de fatigue réalisés sur éprouvettes non grenaillées sollicitées en traction et en flexion.

3.2 Modélisation du grenaillage

La modélisation du grenaillage sur éprouvette jonc porte sur la condition G3. La définition du modèle EF dans le code ABAQUS est illustrée sur la **Figure IV.8**. Les propriétés attribuées sont les suivantes :

- Les dimensions sont celles des éprouvettes utilisées pour la campagne expérimentale, et les conditions limites permettent de représenter un quart d'éprouvette jonc.
- Deux sets géométriques sont définis sur l'extrados et l'intrados afin de reconstruire les contraintes de grenaillage sur les deux faces de l'éprouvette jonc. Si expérimentalement les extrémités de l'éprouvette ne sont pas grenaillées, le choix de modéliser un traitement uniforme sur toute la surface n'aura pas d'incidence, car c'est bien le jonc qui est critique pour la tenue en fatigue.

- Le maillage est réalisé à partir d'éléments hexaédriques à intégration réduite C3D8R. La taille de maille globale est de 200 μm, et la taille minimale de 10 μm. Un total de 44 555 éléments sont générés dans le modèle.
- Le comportement du matériau est supposé élastique isotrope avec un module d'Young de 210 GPa, et un coefficient de Poisson égal à 0.3.
- L'étape d'initialisation des contraintes aux points d'intégration du maillage est assurée à partir du profil de contraintes dans un massif semi-infini. Ce massif en acier TRIP 780 est supposé être grenaillé dans des conditions identiques aux éprouvettes joncs. Le profil de contraintes massif semi-infini est déterminé par calcul inverse à partir des résultats d'analyses de contraintes post-grenaillage sur éprouvettes plates d'épaisseur 2 mm.



(a) Géométrie et dimensions (b) Maillage et conditions limites

FIGURE IV.8 – Définition du modèle EF de l'éprouvette jonc

Sur la **Figure IV.9** est représentée le champ de contraintes de von Mises avant retour élastique : comme attendu, le champ de contraintes initial est uniforme à isodistance avec la surface traitée. Par ailleurs sur cette figure sont également représentées, après calcul de rééquilibrage, les amplitudes de déplacements ainsi que les taux de triaxialité dans la géométrie. Cela donne d'abord une indication sur la déformée attendue après grenaillage : sans compter les effets de bord en bout d'éprouvette, la flèche au niveau du jonc n'excède pas 20 μm. La déformée est en effet très faible étant donnée que les deux faces sont supposées grenaillées. La triaxialité des contraintes donne ensuite une indication sur la complexité du champ de contraintes résiduelles : après rééquilibrage, l'écart à un état équibiaxial de traction à coeur et de compression en proche surface est notable dans le jonc en raison du rééquilibrage induit par la géométrie de l'éprouvette.

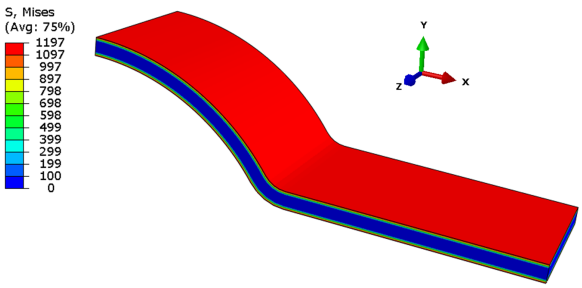
Pour visualiser plus précisément l'effet de la géométrie complexe sur la redistribution des contraintes résiduelles, il est intéressant de venir comparer en différents endroits de l'éprouvette jonc les profils de contraintes numériques avec celui du massif semi-infini (MSI). Ce travail est réalisé en trois endroits sur la **Figure IV.10** :

- Le premier sur la partie plane de l'éprouvette jonc et suffisamment loin du bord, le deuxième est situé au niveau du congé de raccordement avec le jonc, et le troisième au sommet du jonc. Les contraintes nodales sont extraites dans la profondeur du composant, le long des *Paths* numérotés respectivement de 1 à 3. Ce sont systématiquement les composantes normales du tenseur des contraintes qui sont utilisées, dans un système de coordonnées local orienté avec la normale à la surface grenaillée.

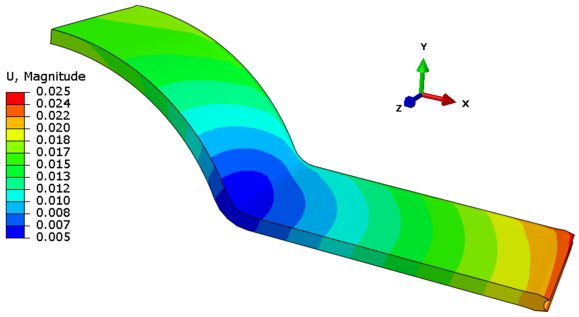
- Suivant le *Path 1* : l'état de contraintes est équibiaxial et les profils de contraintes sont symétriques. En raison de la faible épaisseur de l'éprouvette, la redistribution des contraintes est relativement importante : en ce qui concerne le maximum de compression, l'écart avec celui du massif semi-infini est de 16%.

- Suivant le *Path 2* : les contraintes radiales sont non nulles (elles sont comprises entre -30 MPa et +25 MPa), les profils de contraintes circonférentiel et axial sont différents l'un de l'autre, et ils ne sont plus symétriques. Ces écarts avec le massif semi-infini s'expliquent par la conjugaison de l'effet épaisseur mince et de l'effet de courbure. Ici la redistribution des contraintes est particulièrement notable côté extrados, dans la direction de courbure maximale : l'écart avec le maximum de compression du massif semi-infini atteint 24%.

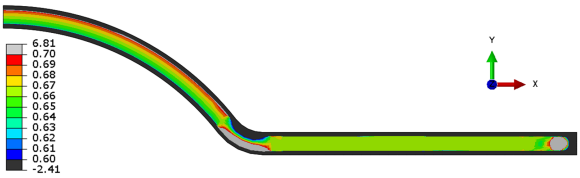
- Suivant le *Path 3* : ici encore la géométrie a un effet sur la redistribution des contraintes résiduelles, mais l'écart avec les résultats suivant le *Path 1* est ici moins perceptible car le rayon de courbure est plus grand (environ 24 mm contre 3 mm pour le congé de raccordement).



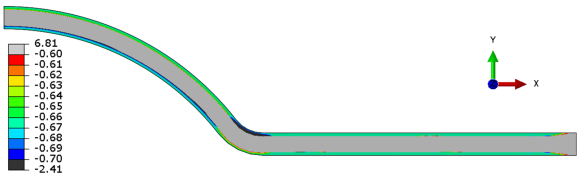
(a) Contraintes équivalentes de von Mises aux points d'intégration, avant retour élastique



(b) Amplitude de déplacement, après retour élastique (Deformation scale factor : 200)

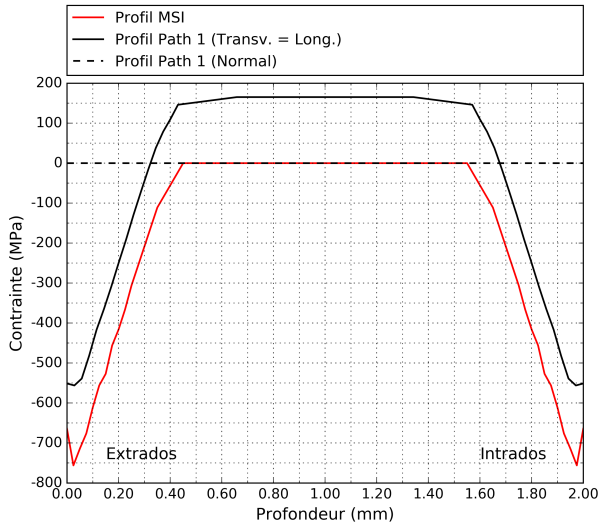


(c) Triaxialité des contraintes comprise entre +0.6 et +0.7

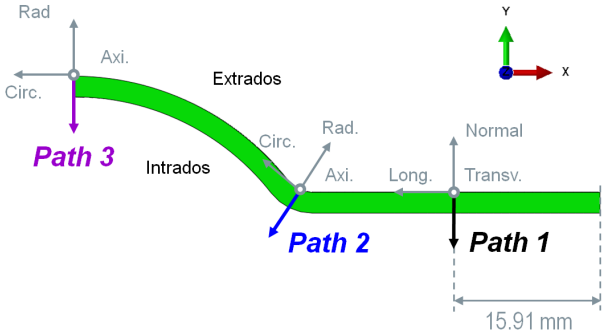


(d) Triaxialité des contraintes comprise entre -0.6 et -0.7

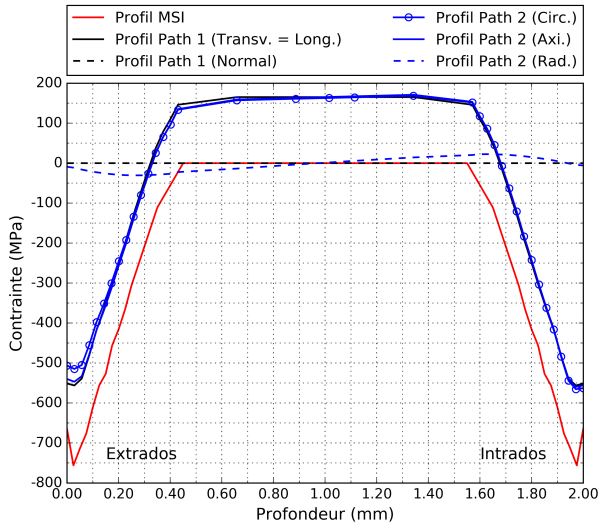
FIGURE IV.9 – Modélisation du grenaillage sur éprouvette jonc



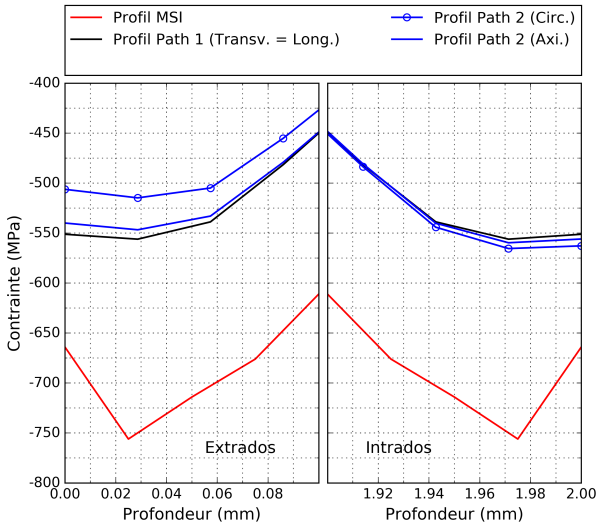
(a) Résultats suivant le Path 1



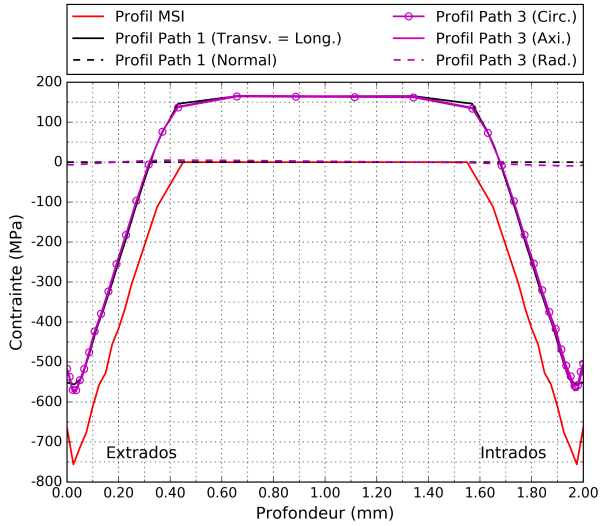
(b) Définition des Paths



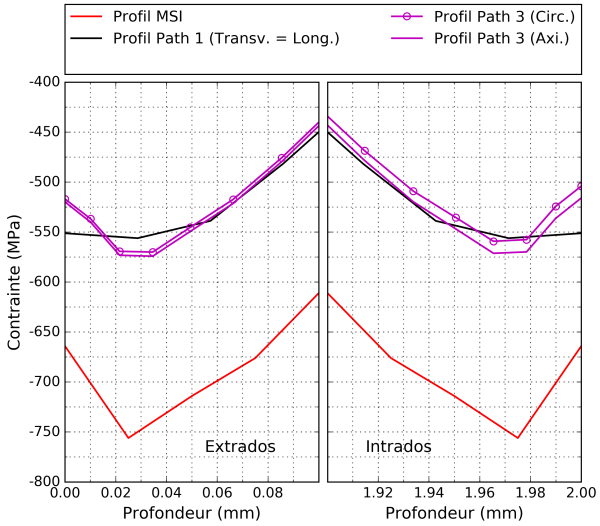
(c) Résultats suivant le Path 2



(d) Résultats suivant le Path 2 en proche surface



(e) Résultats suivant le Path 3



(f) Résultats suivant le Path 3 en proche surface

FIGURE IV.10 – Comparaison des profils de contraintes résiduelles dans l'éprouvette jonc

3.3 Analyse en fatigue

L'application du critère de Crossland consiste à réaliser le post-traitement d'un calcul EF reproduisant un cycle élastique de la sollicitation en fatigue. Le code commercial utilisé est ABAQUS, et la chaîne de calcul des durées de vie est assurée via un script PYTHON qui réalise successivement les opérations suivantes :

- Lecture des composantes σ_{ij} du tenseur des contraintes aux points d'intégration du maillage, pour chaque incrément de temps du calcul ;
- À chaque point d'intégration :
  — Calcul de la pression hydrostatique maximale sur le cycle ;
  — Calcul des contraintes alternées par composante σ_{ij}^{alt} à partir de l'équation **(I.27)** ;
  — Calcul de la contrainte alternée équivalente de von Mises σ_{eq}^{alt} ;
  — Calcul de la durée de vie par dichotomie en faisant varier le nombre de cycles N de manière à minimiser l'écart entre $\left(\sigma_{eq}^{alt} - \alpha(N) \cdot P^{max}\right)$ et $\beta(N)$. Le critère d'arrêt pour la dichotomie est fixé au cycle près.
- Cartographie 3D des durées de vie calculées dans le modèle EF.

L'implémentation du critère de Crossland est validée à partir des calculs EF en traction puis en flexion sur éprouvettes plates non grenaillées : quels que soient la nature et le niveau de chargement étudiés, les résultats du post-traitement en fatigue prédisent une durée de vie minimale et une localisation de l'amorçage identiques à ce qui est constaté expérimentalement.

La démarche d'analyse en fatigue est ici appliquée au cas d'une éprouvette jonc non grenaillée, puis à celui d'une éprouvette jonc grenaillée avec la condition G3. Dans les deux cas, le calcul EF consiste à reproduire un cycle de l'essai de traction alternée en imposant, comme sur la **Figure IV.11**, un déplacement $U_x(t)$ de forme sinusoïdale sur la section située en bout d'éprouvette. Puisqu'aucun effet dynamique n'est pris en compte dans le calcul, il n'est pas utile de reproduire la fréquence du signal utilisée expérimentalement. En revanche, afin de capter finement l'évolution du chargement, le nombre d'incréments de temps est ici fixé à 40.

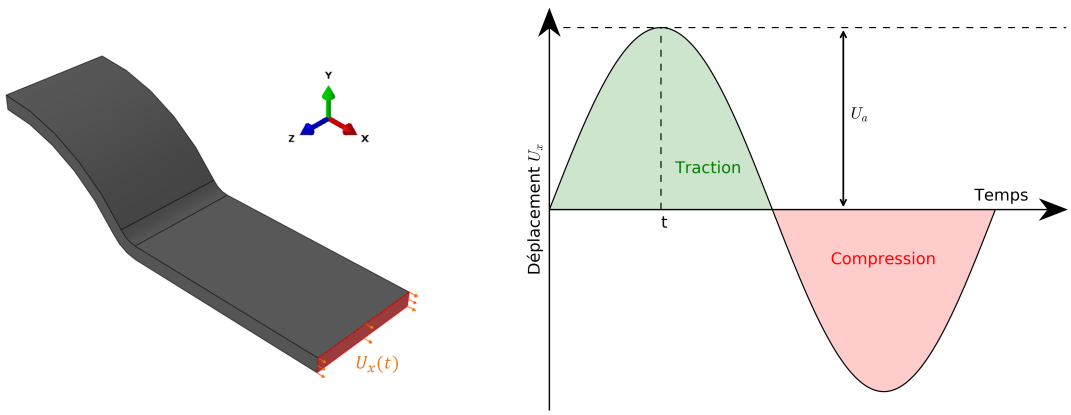


FIGURE IV.11 – Représentation du cycle de chargement imposé à l'éprouvette jonc

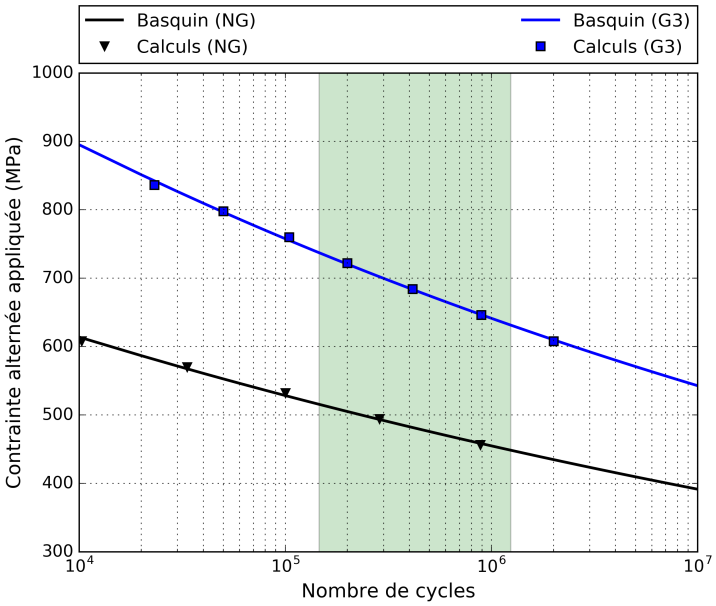
La modélisation du cycle de sollicitation est répétée pour plusieurs amplitudes de déplacements comprises entre 0.24 mm et 0.32 mm pour l'éprouvette non grenaillée, entre 0.34 mm et 0.44 mm pour l'éprouvette grenaillée, et avec un pas constant de 0.02 mm d'un calcul à l'autre. Les résultats des 11 calculs EF sont post-traités à partir du critère de Crossland identifié en flexion sur acier TRIP 780. Les durées de vie prédites sont représentées sur la **Figure IV.12** avec :

- Sur l'axe des ordonnées la contrainte alternée en équivalence élastique. Cette contrainte est déduite de l'amplitude de déplacement U_a imposée à l'éprouvette jonc. Elle permet de comparer les durées de vie des éprouvettes non grenaillées et grenaillées pour un même niveau de chargement. Elle est définie de façon analogue à ce qui est fait expérimentalement : pour les éprouvettes non grenaillées, la contrainte alternée correspond à la contrainte nodale maximale sur le cycle de sollicitation (car le rapport de charge est égal à -1), prise au premier quart de cycle (traction maximale) sur l'intrados, au centre de symétries du modèle. Puisque le calcul est purement élastique, la relation entre la contrainte alternée et l'amplitude de déplacement U_a est linéaire. Par suite, la contrainte alternée sur éprouvettes grenaillées est calculée en équivalence élastique, c'est-à-dire à partir de la relation contrainte–déplacement établie numériquement sur éprouvettes non grenaillées.

- Sur l'axe des abscisses la durée de vie associée au point chaud, c'est-à-dire au nœud de durée de vie minimale. Puisque l'identification du critère de Crossland est réalisée à partir de données de fatigue où la censure est fixée par PSA Peugeot Citroën à $2 \cdot 10^6$ cycles, alors numériquement un critère d'arrêt est fixé lors du calcul des durées de vie, tel que : si $N > N_{sup} = 2 \cdot 10^6$ cycles alors $N = N_{sup}$.

- En traits continus les deux courbes de fatigue identifiées avec le modèle de Basquin. À partir de la fonction de lissage formulée à l'équation **(I.17)**, les paramètres d'ajustement A et B sont donnés pour la condition non grenaillée (NG) et la condition de grenaillage G3. Si les courbes de Basquin sont représentées pour des durées de vie comprises entre 10^4 et 10^7 cycles, il faut néanmoins rappeler que le critère de Crossland est identifié sur le matériau non grenaillé à partir de données de fatigue comprises entre $1.46 \cdot 10^5$ et $1.24 \cdot 10^6$ cycles. En dehors de cet intervalle (représenté par une bande de couleur verte sur la figure), les résultats sont des projections du modèle.

À partir de la comparaison entre les deux courbes de Basquin, l'effet des contraintes résiduelles induites par le grenaillage sur la tenue en fatigue du composant est notable. Avec la modélisation du grenaillage via la méthode de reconstruction des eigenstrains, l'augmentation des durées de vie prédites (en échelle logarithmique) est comprise entre 28 et 57% lorsque la contrainte alternée évolue de 391 à 614 MPa.



(a) Modélisation des courbes de fatigue

	A	B
Jonc NG	-15.35	46.81
Jonc G3	-13.81	44.77

(b) Identification du modèle de Basquin

FIGURE IV.12 – Résultats du post-traitement des calculs EF en traction alternée sur éprouvettes joncs

Le post-traitement en fatigue offre la possibilité d'afficher une cartographie des durées de vie complète dans le composant (en échelle logarithmique). Cela donne non seulement une indication sur la localisation de l'amorçage en fatigue associée à la durée de vie minimale, mais c'est également un élément qui doit permettre d'identifier les zones critiques dans la structure. Deux illustrations sont données :

- La première sur la **Figure IV.13** pour une éprouvette jonc non grenaillée, et telle que la contrainte alternée pendant le cyclage vaut 494 MPa. Ici comme pour l'ensemble des calculs sur éprouvette non grenaillée, les durées de vie les plus faibles sont localisées en surface, du côté de l'intrados. Le site d'amorçage se situe à proximité du centre du jonc, en surface.

- La seconde sur la **Figure IV.14** pour une éprouvette jonc grenaillée, et telle que la contrainte alternée en équivalence élastique pendant le cyclage vaut 684 MPa. Ici comme pour l'ensemble des calculs sur éprouvette grenaillée, les durées de vie les plus faibles sont localisées en sous-surface, du côté de l'intrados. Le site d'amorçage se situe à proximité du centre du jonc, en sous-surface. Par ailleurs une seconde zone critique est identifiée en sous-surface du côté de l'extrados, sur le bord du jonc. Les effets de bord sont en effet accentués avec la modélisation des contraintes de grenaillage.

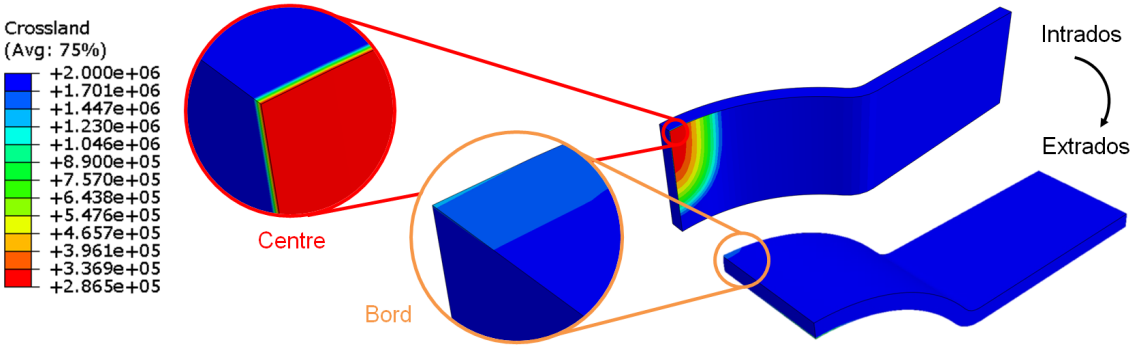


FIGURE IV.13 – Cartographie des durées de vie sur éprouvette non grenaillée : σ^{alt} = 494 MPa

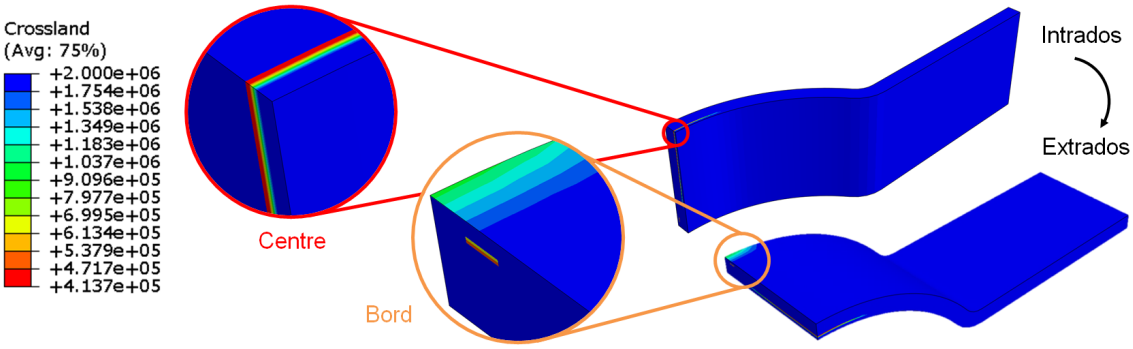


FIGURE IV.14 – Cartographie des durées de vie sur éprouvette grenaillée : σ^{alt} = 684 MPa

Lorsque la pièce est grenaillée, le déplacement du site d'amorçage en sous-surface s'explique par la superposition des contraintes résiduelles de compression avec les contraintes dues à la sollicitation cyclique. Une illustration est donnée sur la **Figure IV.15** pour l'éprouvette grenaillée soumise à une contrainte alternée en équivalence élastique de 684 MPa. Les contraintes sont extraites dans le sens du chargement le long du *Path* (en rouge). Le maximum de traction se situe à environ 300 μm de la surface, ce qui coïncide avec la profondeur où la durée de vie calculée est minimale.

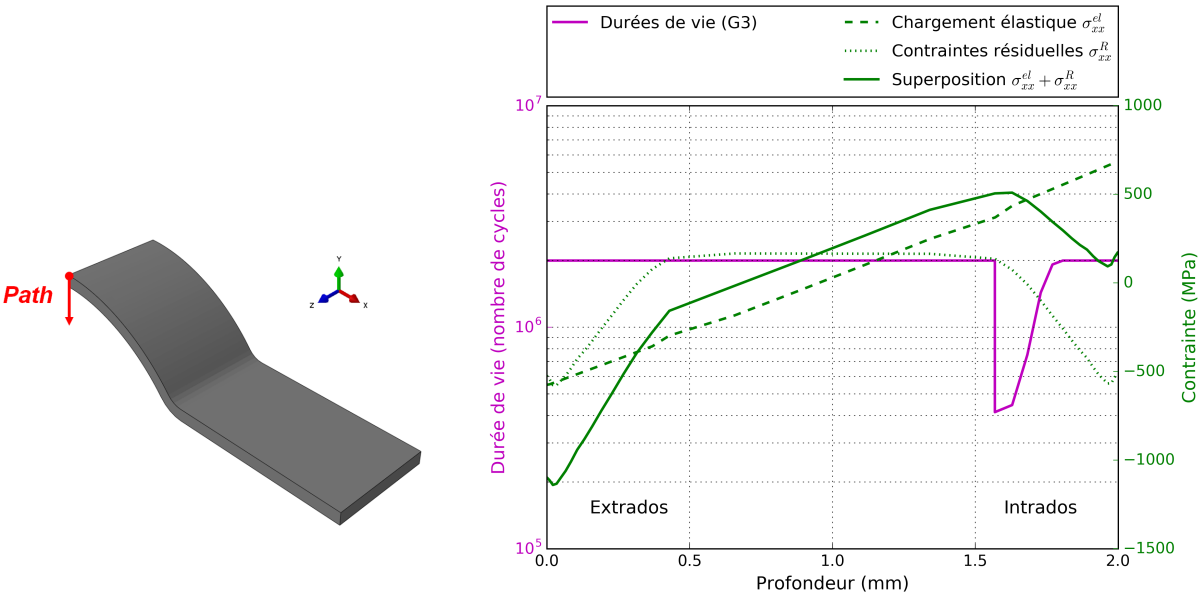


FIGURE IV.15 – Effet des contraintes résiduelles de grenaillage sur la localisation de l'amorçage

3.4 Comparaison avec l'expérimentation

La comparaison avec les courbes de fatigue provenant des calculs EF est donnée sur la **Figure IV.16** avec, pour rappel, un bande de couleur verte destinée à délimiter l'intervalle de durées de vie d'où proviennent les données de fatigue sur matériau non grenaillé utilisées lors de l'identification du critère de Crossland. L'accord entre les résultats d'essais et ceux de la modélisation est relativement satisfaisant, en particulier pour les grandes durées de vie :

- Pour les éprouvettes joncs non grenaillées (NG) : lorsque la contrainte alternée est fixée à 838 MPa, la durée de vie expérimentale vaut 10^4 cycles et la durée de vie calculée est inférieure de 52% (en échelle logarithmique). En revanche, lorsque la contrainte alternée est fixée à 528 MPa, la durée de vie expérimentale vaut 10^5 cycles et l'écart relatif du calcul par rapport à l'expérience est inférieur à 12%.

- Pour les éprouvettes joncs grenaillées (G3) : lorsque la contrainte alternée est fixée à 801 MPa, la durée de vie expérimentale vaut 10^4 cycles et la durée de vie calculée est supérieure de 17% (en échelle logarithmique). En revanche, lorsque la contrainte alternée est fixée à 753 MPa, la durée de vie expérimentale vaut 10^5 cycles et l'écart relatif du calcul par rapport à l'expérience est inférieur à 13%.

Les écarts qui viennent d'être chiffrés peuvent trouver différentes origines :

- Pour les éprouvettes joncs non grenaillées (NG) :
  - L'historique de mise en forme par emboutissage n'est pas pris en compte dans la modélisation. Or l'écrouissage induit par une pré-déformation est bénéfique sur la tenue en fatigue des aciers TRIP dans le domaine LCF [Sines 1959]. Par ailleurs des analyses de contraintes par diffraction des rayons X ont été réalisées dans la profondeur des éprouvettes joncs non grenaillées, sur les 200 premiers microns [Caër 2017]. Ces analyses font apparaître la présence de contraintes de compression en intrados des éprouvettes (jusqu'à -300 MPa dans le sens long de l'éprouvette), ce qui peut contribuer à améliorer la tenue en fatigue des composants.
  - La transformation de phase n'est pas non plus prise en compte dans la modélisation lors du chargement en fatigue. Or la transformation martensitique des aciers TRIP réduit la mobilité des dislocations [Glage 2010], ce qui est bénéfique sur la tenue en fatigue HCF.

- Pour les éprouvettes joncs grenaillées (G3) :
  - La modélisation du grenaillage par la méthode de reconstruction des eigenstrains sur acier TRIP 780 peut, comme pour l'alliage Inconel 718 DA, ne pas être en mesure de tenir compte d'un effet de structure lorsque l'épaisseur du composant devient trop fine. Il serait d'ailleurs intéressant de disposer des profils de contraintes résiduelles post-grenaillage dans l'épaisseur des éprouvettes joncs pour les comparer à ceux issus de la modélisation.
  - La modélisation du chargement cyclique ne tient pas compte de la relaxation des contraintes résiduelles dans l'acier TRIP 780. Elle est pourtant très sensible au nombre de cycles appliqués [Mauduit 2018] et tendrait à diminuer l'effet bénéfique des contraintes de compression.
  - L'écrouissage superficiel généré par le grenaillage n'est pas pris en compte dans le post-traitement en fatigue. Pourtant une approche évoquée dans la **Partie I–4.2**, proposée dans [Deperrois 1991] et appliquée au cas d'échantillons grenaillés par [Fathallah 2004] notamment, permettrait de tenir compte de l'évolution de la limite élastique dans la fonction paramètre β du critère de Crossland. Les droites limites de Crossland seraient alors décalées vers les plus forts chargements, et les durées de vie calculées s'en trouveraient augmentées.

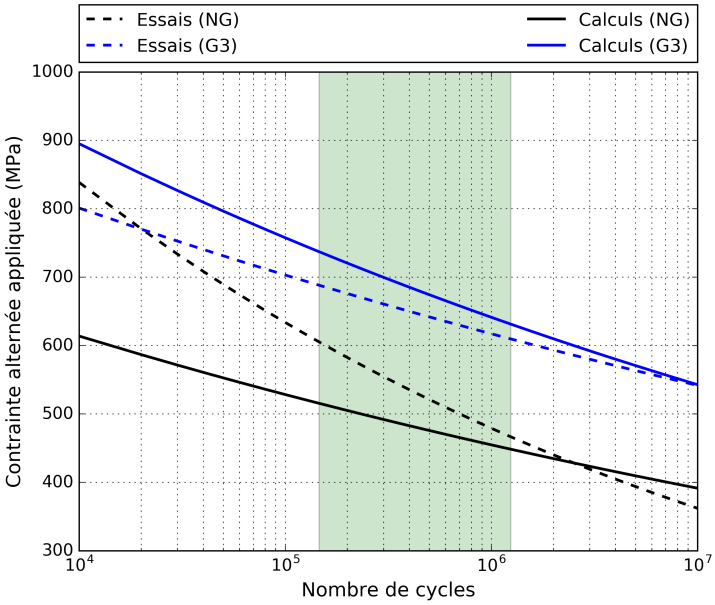


FIGURE IV.16 – Comparaison des courbes de Basquin expérimentales et numériques

Enfin, les résultats de modélisation sont très satisfaisant vis-à-vis de la localisation des régions où les durées sont minimales : dans le modèle EF, elles sont identiques à celles où s'initient les ruptures par fatigue, c'est-à-dire du côté de l'intrados des éprouvettes, au centre du jonc. En revanche, les faciès de rupture doivent encore être analysés plus finement afin de déterminer si l'amorçage se produit en surface ou en sous-surface, et identifier le(s) mécanisme(s) d'amorçage.

Chapitre IV – Section 4

Conclusions sur le chaînage en fatigue

Ce quatrième chapitre correspond à une synthèse des réponses faites à plusieurs problématiques identifiées au début du projet CONDOR :

- Tout d'abord, en appliquant ici la méthode de reconstruction des eigenstrains à un acier TRIP 780, et auparavant à un superalliage base nickel, la démonstration est faite que l'approche mise en place pour la modélisation du grenaillage est matériau non dépendante.

- Le composant traité étant par ailleurs un démonstrateur industriel avec une épaisseur fine et des formes convexes et concaves, il s'agissait d'un cas d'étude tout à fait pertinent pour constater l'effet d'une géométrie complexe sur la redistribution des contraintes résiduelles.

- Ce chapitre a ensuite permis de proposer un chaînage des outils numériques depuis la modélisation du grenaillage jusqu'en fatigue HCF. Pour le post-traitement des calculs EF en fatigue multiaxiale, le choix du critère de Crossland est un excellent compromis entre la qualité des prévisions fournies et la simplicité de mise en œuvre. Cela rejoint d'ailleurs la volonté des partenaires industriels d'alléger les modèles au juste nécessaire.

- Enfin la comparaison des résultats de calculs avec les résultats d'essais de fatigue sur éprouvettes joncs est relativement satisfaisante. En particulier compte tenu des hypothèses fortes formulées pour la modélisation et qui portent sur la microstructure du matériau (multiphasage et transformation de phase), les effets de la mise en forme des éprouvettes joncs (écrouissage et contraintes résiduelles), et ceux d'une sollicitation en fatigue (relaxation des contraintes résiduelles, comportement élastique et/ou élastoplastique stabilisé).

Finalement, la méthodologie prototype proposée et développée tout au long de ce mémoire a permis, au travers de cette étude de cas sur éprouvette jonc, de tenir compte des effets bénéfiques du grenaillage sur un composant à géométrie complexe soumis à une sollicitation mécanique cyclique.

Conclusion générale

Conclusions

Cette étude a d'abord permis d'approfondir les connaissances concernant l'effet de la géométrie du composant sur le champ de contraintes résiduelles induit après grenaillage. Les résultats des caractérisations réalisées sur des géométries complexes élémentaires en Inconel 718 DA ont effectivement permis de mettre évidence plusieurs points intéressants :

- Si la surface traitée n'est pas plane et/ou le composant n'est pas suffisamment épais, alors les distributions de contraintes déterminées par diffraction des rayons X s'écartent de celles dans un bloc massif : dans les conditions de grenaillage G2, les termes diagonaux du tenseur des contraintes évoluent de façon significative lorsque l'épaisseur de plaque atteint 2 mm, et lorsque le rayon de courbure des géométries convexes et concaves est égal à 3 mm.

- Pour autant, dans le cas particulier de ces géométries, des résultats d'analyses par DRX et EBSD sont les indicateurs d'une activité plastique singulière, signe que le traitement de grenaillage vu par ces échantillons est différent de celui vu par une pièce massive et plane. Par conséquent, il faut bien distinguer deux composantes dans l'effet de la géométrie complexe sur les contraintes résiduelles. L'une est liée à l'auto-équilibrage des contraintes résiduelles, l'autre est relative à l'interaction entre le jet de grenaille et la surface du composant traitée. Dans ce second cas, la géométrie affecte d'abord les résultantes du traitement (hétérogénéité du recouvrement et de l'intensité Almen) et l'activité plastique superficielle, puis le champ de contraintes résiduelles induit. Si cette interaction procédé–géométrie peut être aisément perçue pour les géométries convexes et concaves, elle est en revanche plus subtile pour les plaques planes d'épaisseur 2 mm. Dans ce cas précis, elle est la conséquence d'un effet du bridage des éprouvettes : si le bridage est imparfait, et puisque les plaques sont fines, elles peuvent se déformer au cours du traitement, ce qui est à l'origine d'une grande variabilité des résultats d'analyses de contraintes.

- Enfin l'étude expérimentale a permis de montrer que l'effet géométrie complexe peut également se conjuguer à d'autres phénomènes pour causer des écarts avec l'état mécanique dans un composant massif et plan. Il se peut par exemple que des hétérogénéités microstructurales modifient le comportement mécanique du composant grenaillé, ou bien que des hétérogénéités liées à l'intégrité de surface avant grenaillage (contraintes résiduelles et écrouissage générés par les procédés d'usinage) aient un effet sur les champs mécaniques après traitement.

Dans le cadre des travaux de modélisation, l'objectif était de mettre en place une méthodologie prototype complète depuis le procédé jusqu'en fatigue. Du point de vue de la modélisation du grenaillage, il aurait été illusoire d'espérer mettre en place une approche qui soit à la fois transposable en industrie, et qui permette également de tenir compte de l'ensemble des paramètres d'influence : ceux liés au composant grenaillé (géométrie, état mécanique initial, propriétés matériau, comportement mécanique, microstructure), à la grenaille (taille, forme, propriétés matériau), au procédé de grenaillage (technologie, conditions de traitement, distance de travail, conditions de bridage, etc.), ou encore ceux attachés au caractère aléatoire du procédé (dispersion de la taille des billes, des vitesses d'impacts, des trajectoires des billes). C'est pourquoi, la méthode de reconstruction des eigenstrains a été utilisée. D'une part parce qu'elle permet de tenir compte de l'effet de la géométrie sur la redistribution des contraintes de grenaillage, et d'autre part parce que ce choix correspond au besoin de simplification des modèles.

Intégrée dans un code de calcul, la méthode de reconstruction des eigenstrains permet d'assurer un transfert des déformations plastiques indépendamment de la géométrie du composant traité. Cette approche est particulièrement intéressante car elle donne non seulement accès aux champs de contraintes équilibrés dans la pièce, mais également à la déformée causée par le traitement. L'outil numérique développé

au cours de l'étude est d'ailleurs un outil générique qui peut être déployé pour d'autres applications de traitements de surface. Et puisqu'il donne aussi la déformée, il peut notamment être utilisé pour la mise en forme par *peen forming*.

La validation de cette approche de modélisation constitue la principale contribution de ce travail. Elle est basée sur la comparaison entre les résultats de calculs EF et ceux d'analyses de contraintes et d'analyses de formes sur les plaques planes en Inconel 718 DA :

- En modélisant un grenaillage uniforme ou partiel sur la face avant des plaques, les effets d'une diminution de l'épaisseur des plaques prédits analytiquement sont bien reproduits par le modèle : il y a notamment une diminution de la contrainte en surface et du maximum de compression, une augmentation du passage en traction et de la déformée.

- L'accord avec les résultats d'analyses est globalement satisfaisant pour les plaques d'épaisseur 5 mm. S'il existe des écarts en termes de déformées, ils ont pu être expliqués par la présence de contraintes résiduelles sur les faces non grenaillées : l'accord avec les résultats expérimentaux s'améliore nettement dès lors que la modélisation tient compte des contraintes résiduelles d'usinage.

- Pour les plaques minces d'épaisseur 2 mm, malgré la modélisation des contraintes générées par l'usinage, la comparaison avec l'expérience fait apparaître des écarts en termes de contraintes. Ces écarts peuvent résulter de plusieurs phénomènes qui ne sont pas pris en compte dans la modélisation : une variabilité des propriétés élastiques, un effet du bridage des éprouvettes, ou encore un effet structure.

Par ailleurs, en modélisant un grenaillage uniforme sur des barreaux cylindriques et des plaques rainurées, les effets d'une diminution du rayon de courbure sont bien pris en compte par le modèle : la redistribution des contraintes s'opère préférentiellement dans la direction de courbure nulle pour la géométrie convexe, et dans la direction de courbure maximale pour la géométrie concave. En revanche, en raison de l'interaction procédé–géométrie lors du traitement de grenaillage, la comparaison avec les résultats expérimentaux est difficile. Manifestement, il semble que le champ de contraintes post-grenaillage soit ici davantage impacté par l'interaction procédé–géométrie que par le phénomène d'auto-équilibrage des contraintes résiduelles.

Des travaux de modélisation complémentaires ont également permis de corriger les résultats d'analyses de contraintes sur géométries complexes élémentaires. Il s'agissait d'abord de modéliser les enlèvements de matière réalisés localement par polissage électrolytique, puis de prédire l'effet de cet enlèvement sur les distributions de contraintes résiduelles. L'approche semi-numérique mise en place donne des résultats identiques aux approches analytiques sur des cas simples. D'autre part, le volume de matière enlevé étant généralement faible, la correction semi-numérique apportée aux contraintes pour les géométries complexes élémentaires reste minime.

Enfin, l'originalité de ce travail consistait à réaliser un chaînage d'outils, depuis la modélisation du grenaillage jusqu'au post-traitement en fatigue HCF. L'application de la méthodologie complète à un démonstrateur industriel a d'abord permis d'étudier l'effet d'une géométrie complexe sur la redistribution des contraintes résiduelles. Puis, à partir de l'identification du critère de Crossland sur acier TRIP 780 sur éprouvettes de traction et de flexion, l'objectif était de pouvoir comparer les résultats des calculs de durées de vie aux résultats d'essais de fatigue. En dépit d'hypothèses simplificatrices assez fortes, il est intéressant de constater que la corrélation est relativement satisfaisante, en particulier pour les grandes durées de vie

Perspectives

En termes de perspectives, des expérimentations sur des échantillons en Inconel 718 DA sont en cours, et il est utile de les poursuivre :

- Pour les plaques de 2 mm d'épaisseur, afin de dissocier l'effet structure de celui du bridage sur la redistribution des contraintes, plusieurs conditions de fixation pour l'opération de grenaillage sont comparées : bridées sur un support Almen (sans et avec maintien du bridage pour les analyses de contraintes et les analyses de formes), ou collées sur un bloc massif à partir d'une colle structurale Betaguard.

- Pour étudier plus finement l'effet de la diminution du rayon de courbure sur la redistribution des contraintes résiduelles de grenaillage, il est prévu de réaliser des analyses de contraintes résiduelles dans des congés de raccordement **Figure 2** par rayonnement synchrotron. Puisqu'il y a de forts gradients de contraintes dans les congés, cette méthode diffractométrique permet d'obtenir une excellente résolution spatiale et de s'affranchir des problématiques d'enlèvements de matière. L'objectif est de comparer les résultats d'analyses avec la simulation numérique multi-billes proposées dans [Boyer 2017b] d'une part, et avec la modélisation par la méthode de reconstruction des eigenstrains d'autre part.

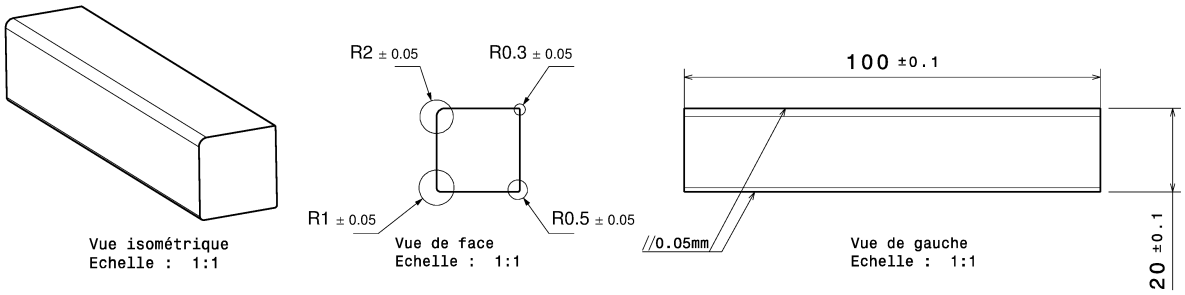


FIGURE 2 – Géométrie d'une éprouvette avec plusieurs rayons de courbure destinée aux analyses de contraintes par rayonnement synchrotron (en mm)

Des actions peuvent également être engagées pour enrichir les travaux qui portent sur la modélisation du grenaillage et les analyses jusqu'en fatigue :

- Pour la modélisation du grenaillage, hormis la comparaison avec les résultats de caractérisations, il serait judicieux de venir comparer les résultats obtenus sur quelques géométries complexes élémentaires avec ceux des simulations multi-billes provenant de la littérature. Par exemple la simulation du grenaillage est réalisée dans [Boyer 2017b] sur un angle vif, et dans [Zhang 2017] sur des plaques minces avec différentes épaisseurs.

- Pour les analyses en fatigue sur éprouvettes joncs, dans la perspective d'améliorer l'accord avec les résultats d'essais de fatigue, il serait intéressant de prendre en compte certains phénomènes qui se produisent dans le domaine HCF :
  — Soit sur la base de résultats d'analyses : pour la relaxation des contraintes résiduelles sous sollicitations cycliques, l'étude réalisée sur acier TRIP 780 dans [Mauduit 2018] permettrait de modéliser des champs de contraintes relaxés.
  — Ou bien à partir de techniques numériques existantes dans la littérature. C'est le cas pour l'effet de concentration de contraintes localisé causé par la rugosité de surface et qui peut expliquer un amorçage en surface. C'est le cas également pour l'effet de l'écrouissage superficiel généré par le grenaillage et qui est susceptible d'augmenter les durées de vie prédites.

Enfin, plus généralement, les travaux réalisés dans le projet CONDOR sont destinés à mettre en place une méthodologie qui tienne compte des effets bénéfiques du grenaillage dans les calculs de dimensionnement. Dans ce cadre là, cette étude doit permettre d'alimenter la réflexion portant sur la mise en place d'un chaînage d'outils fiable, robuste et transposable en industrie.

Par exemple, sur la base des outils et résultats présentés dans ce mémoire, la démarche de calcul pourrait être vue comme la succession des étapes suivantes :

- Modélisation du jet de grenaille :
  À partir des paramètres procédé, ce type de modélisation permet d'aboutir à une cartographie de vitesses d'impacts moyennes qui tient compte de l'interaction procédé–géométrie complexe.

- Calcul du profil de contraintes dans un massif semi-infini :
  À partir des paramètres matériau pour le massif et la grenaille, le calcul du (des) profil(s) de contraintes résiduelles post-grenaillage associés aux vitesses d'impacts moyennes peut se faire via des méthodes analytiques ou numériques : analyse élastoplastique simplifiée, analyse dimensionnelle ou simulations multi-billes.

- Modélisation du grenaillage sur composant réel :
  À partir du (des) profil(s) de contraintes résiduelles dans un massif semi-infini, la méthode de reconstruction des eigenstrains permet de tenir compte de la redistribution des contraintes induite par la géométrie du composant.

- Modélisation du chargement en fatigue :
  En effectuant un *Restart* du calcul d'introduction des contraintes résiduelles dans le modèle EF, modélisation du chargement en reproduisant un cycle élastique de la sollicitation en fatigue.

- Calcul de la durée de vie :
  À partir du calcul de la contrainte alternée équivalente de von Mises sur le cycle, la durée de vie minimale dans le composant est déclarée à partir du critère de fatigue multiaxiale de Crossland.

Annexes

Table des Annexes

A Relations analytiques entre contraintes et déformations plastiques 140
A.1 Présentation du schéma de résolution . . . 140
A.2 Modèle du massif semi-infini . . . 141
A.2.1 Cadre général . . . 141
A.2.2 Calcul des déformations plastiques et des contraintes . . . 142
A.3 Modèle de la plaque infinie d'épaisseur H . . . 142
A.3.1 Cadre général . . . 142
A.3.2 Calcul des déformations plastiques . . . 143
A.3.3 Calcul des contraintes . . . 144
A.3.4 Calcul des profils de contraintes complets . . . 145
A.3.5 Calcul des déformées . . . 145
A.4 Modèle du cylindre infiniment long . . . 146
A.4.1 Cadre général . . . 146
A.4.2 Calcul des déformations plastiques . . . 146
A.4.3 Calcul des contraintes . . . 147
A.5 Application des modèles : calcul des contraintes résiduelles . . . 148
A.5.1 Profil de déformations plastiques de référence . . . 148
A.5.2 Influence de l'épaisseur de la plaque . . . 148
A.5.3 Influence du rayon du cylindre . . . 149
A.5.4 Influence des propriétés élastiques . . . 150

B Correction des contraintes mesurées après enlèvement de matière 152
B.1 Méthodes analytiques . . . 152
B.1.1 Le tube . . . 152
B.1.2 Le barreau cylindrique . . . 152
B.1.3 La plaque plane : enlèvement total . . . 153
B.1.4 La plaque plane : enlèvement local . . . 153
B.2 Méthode semi-numérique . . . 154
B.2.1 Principe . . . 154
B.2.2 Calcul numérique de la matrice de correction . . . 154
B.2.3 Calcul analytique des contraintes vraies . . . 155
B.3 Comparaison des méthodes analytiques et semi-numérique . . . 157

C Analyse élastoplastique simplifiée 159
C.1 Chargement élastique dû au grenaillage . . . 159
C.2 Comportement local . . . 160
C.2.1 Généralités . . . 160
C.2.2 Loi de comportement proposée par Khabou . . . 161
C.3 Écoulement plastique . . . 163
C.3.1 Généralités . . . 163
C.3.2 Loi d'écoulement plastique proposée par Khabou . . . 163
C.4 Application au grenaillage de l'Inconel 718 DA . . . 164

D Analyses de contraintes par DRX **166**
D.1 Traitement des diffractogrammes . . . 166
D.1.1 Avant-propos . . . 166
D.1.2 Correction de Lorentz-Polarisation . . . 166
D.1.3 Élimination du bruit de fond . . . 166
D.1.4 Lissage des pics de diffraction . . . 168
D.1.5 Correction de la position des pics de diffraction . . . 170
D.1.5.1 Principe . . . 170
D.1.5.2 Application avec une poudre Cu . . . 170
D.2 Résultats d'analyses sur plaques planes . . . 172
D.2.1 Grenaillage uniforme G1 . . . 172
D.2.2 Grenaillage partiel G1 . . . 172
D.2.2.1 Résultat des analyses en surface . . . 172
D.2.2.2 Résultat des analyses dans la profondeur . . . 175
D.2.3 Grenaillage partiel G2 . . . 177

E Analyses de texture par DRX **179**
E.1 Conditions opératoires . . . 179
E.2 Traitement des données de diffraction et résultats . . . 179

F Analyses cristallographiques par EBSD **182**
F.1 Principe . . . 182
F.2 Conditions opératoires . . . 182
F.3 Traitement des données EBSD . . . 183
F.4 Résultats d'analyse sur un échantillon non grenaillé . . . 184
F.4.1 Orientation cristallographique . . . 184
F.4.2 Morphologie des grains . . . 185

G Reconstruction des eigenstrains : algorithme de calcul **187**
G.1 Construction du plan de projection . . . 187
G.2 Calcul de la profondeur . . . 187
G.3 Calcul des contraintes initiales . . . 188

H Méthode analytique pour le calcul de rééquilibrage dans une plaque **190**
H.1 Position du problème . . . 190
H.2 Calcul des contraintes vraies . . . 190
H.3 Calcul des contraintes résiduelles . . . 191
H.4 Calcul de la déformée . . . 192

ANNEXE A

Relations analytiques entre contraintes et déformations plastiques

A.1 Présentation du schéma de résolution

Indépendamment des critères associés à la loi de comportement, les états de contrainte et de déformation solutions du problème ne sont pas quelconques. Ils doivent vérifier certaines conditions qui permettent de les classer dans les champs admissibles ou non :

- Un champ de contrainte est **statiquement admissible** s'il vérifie les conditions statiques, c'est-à-dire s'il satisfait aux équations d'équilibre (la charge volumique est nulle dans le volume V sans force à distance) et s'il permet de valider les conditions aux limites sur les forces (la charge surfacique est nulle sur toute la surface S). Par suite :

$$\overrightarrow{div}\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) = 0 \tag{A.1}$$

$$\underline{\underline{\sigma}} \cdot \vec{n} = \vec{0} \tag{A.2}$$

  Avec $\vec{n}$ le vecteur normal à la surface S.

- Un champ de déformation est **cinématiquement admissible** s'il vérifie les conditions cinématiques, c'est-à-dire s'il satisfait aux équations de compatibilité. Elles définissent les conditions d'intégrabilité des déformations qui assurent l'unicité des déplacements qui sont cinématiquement admissibles. Elles sont respectées si aucune discontinuité n'apparaît dans le matériau, c'est-à-dire s'il existe un vecteur déplacement $\vec{U}$ tel que :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^t = \frac{1}{2} \cdot \left(\underline{\underline{grad}}\vec{U} + \underline{\underline{grad}}\vec{U}^T\right) \tag{A.3}$$

Par ailleurs les hypothèses pour le problème mécanique sont les suivantes :

- Hypothèse des petites perturbations (HPP) : décomposition additive des déformations.

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^t = \underline{\underline{\varepsilon}}^e + \underline{\underline{\varepsilon}}^p \tag{A.4}$$

- Incompressibilité plastique : incompressibilité à volume constant des déformations plastiques.

$$trace\left(\underline{\underline{\varepsilon}}^p\right) = 0 \tag{A.5}$$

- Matériau isotrope : la relation d'élasticité est donnée par la loi de Hooke généralisée pour un matériau isotrope.

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \frac{1+\nu}{E} \cdot \underline{\underline{\sigma}} - \frac{\nu}{E} \cdot tr\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) \cdot \underline{\underline{I}} \tag{A.6}$$

- La surface traitée est supposée affectée par le grenaillage de façon homogène.

A.2 Modèle du massif semi-infini

A.2.1 Cadre général

L'hypothèse du massif semi-infini suppose que la profondeur affectée par le traitement est faible comparée aux autres dimensions du composant. Dans le cas d'un traitement réalisé sur une seule face du massif et en considérant la surface régulière et plane, cela signifie que les déplacements latéraux sont nuls et que seuls les déplacements en profondeur sont possibles.

Dans un système de coordonnées cartésiennes, la profondeur est définie suivant l'axe z, c'est-à-dire suivant la normale à la surface traitée (**Figure A.1**). Cette surface étant supposée affectée de façon homogène par le grenaillage : les contraintes et les déformations varient uniquement en fonction de la profondeur z, et les composantes de cisaillement dans le plan (Oxy) sont nulles. De plus, dans le cas du massif semi-infini, les composantes normales des contraintes et déformations dans les directions x et y sont identiques et sont notées respectivement $\sigma(z)$ et $\varepsilon^t(z)$. Sur la base de ces simplifications, les tenseurs des contraintes et des déformations sont donnés par :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{bmatrix} \sigma(z) & 0 & \sigma_{xz}(z) \\ 0 & \sigma(z) & \sigma_{yz}(z) \\ \sigma_{xz}(z) & \sigma_{yz}(z) & \sigma_{zz}(z) \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\varepsilon^t}} = \begin{bmatrix} \varepsilon^t(z) & 0 & \varepsilon^t_{xz}(z) \\ 0 & \varepsilon^t(z) & \varepsilon^t_{yz}(z) \\ \varepsilon^t_{xz}(z) & \varepsilon^t_{yz}(z) & \varepsilon^t_{zz}(z) \end{bmatrix}$$

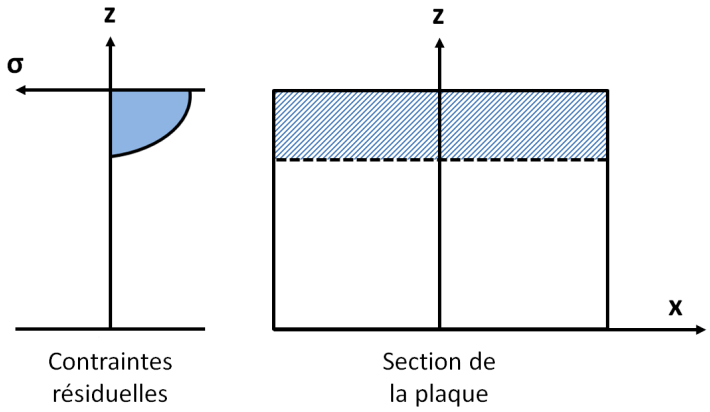


FIGURE A.1 – Représentation des profil de contraintes $\sigma(z)$ dans le massif semi-infini

En coordonnées cartésiennes, les conditions de compatibilités en notations indicielles s'écrivent :

$$\begin{cases} \varepsilon^t_{ii,jj} + \varepsilon^t_{jj,ii} - 2\varepsilon^t_{ij,ij} = 0 \\ \left(\varepsilon^t_{ij,k} + \varepsilon^t_{jk,i} - \varepsilon^t_{ki,j}\right)_{,j} = \varepsilon^t_{jj,ik} \end{cases} \tag{A.7}$$

La résolution des équations de compatibilité donne pour le tenseur des déformations des composantes tangentielles nulles, et des composantes normales $\varepsilon^t_{zz}(z)$ définies par :

$$\varepsilon^t(z) = A \cdot z + B \tag{A.8}$$

Où A et B sont des constantes d'intégration. Dans le cas du massif semi-infini, puisque les contraintes à cœur sont nulles et les déformations ont une valeur finie, alors les constantes A et B sont nulles. Finalement le tenseur des déformations s'écrit :

$$\underline{\underline{\varepsilon^t}} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon^t_{zz}(z) \end{bmatrix}$$

A.2.2 Calcul des déformations plastiques et des contraintes

La résolution des équations d'équilibre **(A.1)** permet de déduire que les composantes σ_{xz}, σ_{yz} et σ_{zz} sont constantes. La composante σ_{zz} étant nulle au niveau de la surface libre, il résulte de l'écriture des conditions aux limites **(A.2)** que les trois composantes sont nulles. Alors :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{bmatrix} \sigma(z) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma(z) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

À partir de l'écriture des tenseurs des contraintes et de déformations, et d'après les hypothèses formulées par les équations **(A.4)** à **(A.6)**, le tenseur des déformations plastiques est donné par :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^p = \begin{bmatrix} \varepsilon^p(z) & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon^p(z) & 0 \\ 0 & 0 & -2\varepsilon^p(z) \end{bmatrix} \quad \text{avec} \quad \boxed{\varepsilon^p(z) = \frac{\nu - 1}{E} \cdot \sigma(z)} \tag{A.9}$$

Cette relation permet de lier linéairement les déformations plastiques avec les contraintes résiduelles (et inversement). Si la distribution de l'une des deux grandeurs est connue, la seconde l'est aussi directement à partir de l'équation **(A.9)**.

A.3 Modèle de la plaque infinie d'épaisseur H

A.3.1 Cadre général

L'hypothèse de la plaque infinie d'épaisseur H suppose qu'au delà d'une certaine épaisseur Δ, pour assurer l'équilibre des contraintes dans la plaque, le profil de contraintes résiduelles passe en traction. Comme l'illustre la **Figure A.2** seule la face avant de la plaque est supposée grenaillée. Comme précédemment, la surface est supposée affectée de façon homogène. En revanche, aucune hypothèse n'est faite sur l'égalité entre les composantes normales (dans le plan de la surface traitée) des tenseurs des contraintes et des déformations. Par conséquent, les grandeurs Δ_x et Δ_y sont utilisées pour faire référence aux profondeurs en compression dans les directions x et y.

La résolution des équations de compatibilité donne :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^t = \begin{bmatrix} \varepsilon^t_{xx}(z) & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon^t_{yy}(z) & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon^t_{zz}(z) \end{bmatrix} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} \varepsilon^t_{xx}(z) = A \cdot z + B \\ \varepsilon^t_{yy}(z) = C \cdot z + D \end{cases} \tag{A.10}$$

À partir de la résolution des équations d'équilibre et de l'hypothèse d'incompressibilité des déformations plastiques, les tenseurs des contraintes et des déformations plastiques s'écrivent respectivement :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx}(z) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{yy}(z) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\varepsilon}}^p = \begin{bmatrix} \varepsilon^p_{xx}(z)) & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon^p_{yy}(z) & 0 \\ 0 & 0 & -\varepsilon^p_{xx}(z) - \varepsilon^p_{yy}(z) \end{bmatrix}$$

Le matériau étant supposé élastique isotrope (E,ν), et en faisant l'hypothèse des petites déformations, l'équation **(A.10)** devient :

$$\begin{cases} \dfrac{\sigma_{xx}(z) - \nu \cdot \sigma_{yy}(z)}{E} + \varepsilon^p_{xx}(z) = A \cdot z + B \\ \dfrac{\sigma_{yy}(z) - \nu \cdot \sigma_{xx}(z)}{E} + \varepsilon^p_{yy}(z) = C \cdot z + D \end{cases} \tag{A.11}$$

L'équation précédente donne directement l'expression des contraintes σ_{xx} et σ_{yy} en fonction des déformations plastiques :

$$\boxed{\begin{cases} \sigma_{xx}(z) = \dfrac{E}{1-\nu^2} \cdot \left[\Big(A + \nu \cdot C\Big) \cdot z + \Big(B + \nu \cdot D\Big) - \Big(\varepsilon^p_{xx}(z) + \nu \cdot \varepsilon^p_{yy}(z)\Big)\right] \\ \sigma_{yy}(z) = \dfrac{E}{1-\nu^2} \cdot \left[\Big(C + \nu \cdot A\Big) \cdot z + \Big(D + \nu \cdot B\Big) - \Big(\varepsilon^p_{yy}(z) + \nu \cdot \varepsilon^p_{xx}(z)\Big)\right] \end{cases}} \tag{A.12}$$

Par ailleurs, en l'absence de sollicitations extérieures, les relations d'équilibre dans les deux directions x et y des efforts normaux et des moments fléchissants s'écrivent respectivement :

$$\begin{cases} \int_{-H/2}^{H/2} \sigma_{xx}(z) \cdot dz = 0 \\ \int_{-H/2}^{H/2} \sigma_{yy}(z) \cdot dz = 0 \end{cases} \quad \text{et} \quad \begin{cases} \int_{-H/2}^{H/2} \sigma_{xx}(z) \cdot z \cdot dz = 0 \\ \int_{-H/2}^{H/2} \sigma_{yy}(z) \cdot z \cdot dz = 0 \end{cases} \tag{A.13}$$

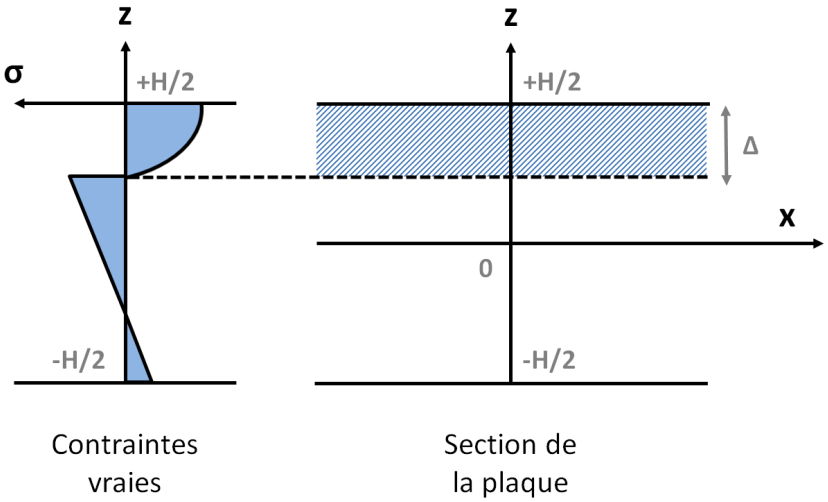


FIGURE A.2 – Représentation schématique du profil de contraintes dans la plaque

A.3.2 Calcul des déformations plastiques

Les profils de contraintes $\sigma_{xx}(z)$ et $\sigma_{yy}(z)$ sont supposés connus sur les épaisseurs Δ_x et Δ_y respectivement. À partir de la relation **(A.11)**, et puisque la déformation plastique est nulle au-delà de la couche superficielle en compression, la décomposition des intégrales **(A.13)** sur l'intervalle $\left[-\dfrac{H}{2}; +\dfrac{H}{2}\right]$ donne :

$$\begin{cases} K \cdot \int_{-H/2}^{H/2-\Delta_x} \Big((A + \nu \cdot C) \cdot z + (B + \nu \cdot D)\Big) \cdot dz + S_{0x} = 0 \\ K \cdot \int_{-H/2}^{H/2-\Delta_y} \Big((C + \nu \cdot A) \cdot z + (D + \nu \cdot B)\Big) \cdot dz + S_{0y} = 0 \end{cases} \tag{A.14}$$

$$\begin{cases} K \cdot \int_{-H/2}^{H/2-\Delta_x} \Big((A + \nu \cdot C) \cdot z^2 + (B + \nu \cdot D) \cdot z\Big) \cdot dz + S_{1x} = 0 \\ K \cdot \int_{-H/2}^{H/2-\Delta_y} \Big((C + \nu \cdot A) \cdot z^2 + (D + \nu \cdot B) \cdot z\Big) \cdot dz + S_{1y} = 0 \end{cases} \tag{A.15}$$

Avec :

$$K = \frac{E}{1-\nu^2} \tag{A.16}$$

$$\begin{cases} S_{0x} = \int_{H/2-\Delta_x}^{H/2} \sigma_{xx}(z) \cdot dz \\ S_{0y} = \int_{H/2-\Delta_y}^{H/2} \sigma_{yy}(z) \cdot dz \end{cases} \quad \text{et} \quad \begin{cases} S_{1x} = \int_{H/2-\Delta_x}^{H/2} \sigma_{xx}(z) \cdot z \cdot dz \\ S_{1y} = \int_{H/2-\Delta_y}^{H/2} \sigma_{yy}(z) \cdot z \cdot dz \end{cases} \tag{A.17}$$

Après simplification, les inconnues A, B, C et D sont calculées à partir de la résolution du système linéaire suivant :

$$K \cdot \underline{\underline{M}} \cdot \begin{bmatrix} A \\ B \\ C \\ D \end{bmatrix} = - \begin{bmatrix} S_{0x} \\ S_{1x} \\ S_{0y} \\ S_{1y} \end{bmatrix} \tag{A.18}$$

Avec :

$$\underline{\underline{M}} = \begin{bmatrix} I_1(\Delta_x) & I_0(\Delta_x) & \nu \cdot I_1(\Delta_x) & \nu \cdot I_0(\Delta_x) \\ I_2(\Delta_x) & I_1(\Delta_x) & \nu \cdot I_2(\Delta_x) & \nu \cdot I_1(\Delta_x) \\ \nu \cdot I_1(\Delta_y) & \nu \cdot I_0(\Delta_y) & I_1(\Delta_y) & I_0(\Delta_y) \\ \nu \cdot I_2(\Delta_y) & \nu \cdot I_1(\Delta_y) & I_2(\Delta_y) & I_1(\Delta_y) \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad \begin{cases} I_0(u) = \displaystyle\int_{-H/2}^{H/2-u} dz \\ I_1(u) = \displaystyle\int_{-H/2}^{H/2-u} z \cdot dz \\ I_2(u) = \displaystyle\int_{-H/2}^{H/2-u} z^2 \cdot dz \end{cases} \tag{A.19}$$

Les distributions des déformations plastiques $\varepsilon_{xx}^p(z)$ et $\varepsilon_{yy}^p(z)$ dans la profondeur de la plaque sur les intervalles $\left[\frac{H}{2} - \Delta_x; +\frac{H}{2}\right]$ et $\left[\frac{H}{2} - \Delta_y; +\frac{H}{2}\right]$ respectivement sont déduites de l'équation **(A.11)**.

A.3.3 Calcul des contraintes

Les profils de déformations plastiques $\varepsilon_{xx}^p(z)$ et $\varepsilon_{yy}^p(z)$ sont supposés connus sur les épaisseurs Δ_x et Δ_y respectivement. À partir de la relation **(A.12)**, et puisque la déformation plastique est nulle au-delà de la couche superficielle en compression, l'écriture des intégrales **(A.13)** sur l'intervalle $\left[-\frac{H}{2}; +\frac{H}{2}\right]$ donne :

$$\begin{cases} \int_{-H/2}^{H/2} \Big((A + \nu \cdot C) \cdot z + (B + \nu \cdot D)\Big) \cdot dz - T_{0x} = 0 \\ \int_{-H/2}^{H/2} \Big((C + \nu \cdot A) \cdot z + (D + \nu \cdot B)\Big) \cdot dz - T_{0y} = 0 \end{cases} \tag{A.20}$$

$$\begin{cases} \int_{-H/2}^{H/2} \Big((A + \nu \cdot C) \cdot z^2 + (B + \nu \cdot D) \cdot z\Big) \cdot dz + T_{1x} = 0 \\ \int_{-H/2}^{H/2} \Big((C + \nu \cdot A) \cdot z^2 + (D + \nu \cdot B) \cdot z\Big) \cdot dz + T_{1y} = 0 \end{cases} \tag{A.21}$$

Avec :

$$\begin{cases} T_{0x} = \int_{H/2-\Delta_x}^{H/2} \Big(\varepsilon_{xx}^p(z) + \nu \cdot \varepsilon_{yy}^p(z)\Big) \cdot dz \\ T_{0y} = \int_{H/2-\Delta_y}^{H/2} \Big(\varepsilon_{yy}^p(z) + \nu \cdot \varepsilon_{xx}^p(z)\Big) \cdot dz \end{cases} \quad \text{et} \quad \begin{cases} T_{1x} = \int_{H/2-\Delta_x}^{H/2} \Big(\varepsilon_{xx}^p(z) + \nu \cdot \varepsilon_{yy}^p(z)\Big) \cdot z \cdot dz \\ T_{1y} = \int_{H/2-\Delta_y}^{H/2} \Big(\varepsilon_{yy}^p(z) + \nu \cdot \varepsilon_{xx}^p(z)\Big) \cdot z \cdot dz \end{cases} \tag{A.22}$$

Après simplification, les inconnues A, B, C et D sont calculées à partir de la résolution du système linéaire suivant :

$$\underline{\underline{N}} \cdot \begin{bmatrix} A \\ B \\ C \\ D \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} T_{0x} \\ T_{1x} \\ T_{0y} \\ T_{1y} \end{bmatrix} \tag{A.23}$$

Avec :

$$\underline{\underline{N}} = \begin{bmatrix} I_1 & I_0 & \nu \cdot I_1 & \nu \cdot I_0 \\ I_2 & I_1 & \nu \cdot I_2 & \nu \cdot I_1 \\ \nu \cdot I_1 & \nu \cdot I_0 & I_1 & I_0 \\ \nu \cdot I_2 & \nu \cdot I_1 & I_2 & I_1 \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad \begin{cases} I_0 = \displaystyle\int_{-H/2}^{H/2} dz \\ I_1 = \displaystyle\int_{-H/2}^{H/2} z \cdot dz \\ I_2 = \displaystyle\int_{-H/2}^{H/2} z^2 \cdot dz \end{cases} \tag{A.24}$$

Les distributions des contraintes $\sigma_{xx}(z)$ et $\sigma_{yy}(z)$ dans la profondeur de la plaque sur les intervalles $\left[\frac{H}{2} - \Delta_x; +\frac{H}{2}\right]$ et $\left[\frac{H}{2} - \Delta_y; +\frac{H}{2}\right]$ respectivement sont alors déduites de l'équation **(A.12)**.

A.3.4 Calcul des profils de contraintes complets

Puisque les contraintes sont connues dans la couche superficielle en compression, il reste à les déterminer sur le restant de l'épaisseur de la plaque pour obtenir les profils de contraintes complets. Dans les intervalles de profondeurs $\left[-\frac{H}{2}; +\frac{H}{2} - \Delta_x\right]$ et $\left[-\frac{H}{2}; +\frac{H}{2} - \Delta_y\right]$, les déformations plastiques $\varepsilon_{xx}^p(z)$ $\varepsilon_{yy}^p(z)$ sont nulles. Par conséquent, à partir de l'équation **(A.12)**, les contraintes sont données par :

$$\begin{cases} \sigma_{xx}(z) = \dfrac{E}{1-\nu^2} \cdot \Big((A + \nu \cdot C) \cdot z + (B + \nu \cdot D)\Big) \\ \sigma_{yy}(z) = \dfrac{E}{1-\nu^2} \cdot \Big((C + \nu \cdot A) \cdot z + (D + \nu \cdot B)\Big) \end{cases} \tag{A.25}$$

A.3.5 Calcul des déformées

Dans l'équation **(A.10)**, les quantités A et C correspondent aux courbures dans les directions x et y, tandis que les quantités B et D sont les allongements relatifs de la plaque dans les directions x et y. Ainsi les rayons de courbures R_x et R_y sont donnés par :

$$\begin{cases} R_x = \dfrac{1}{A} \\ R_y = \dfrac{1}{C} \end{cases} \tag{A.26}$$

Connaissant les dimensions L_x et L_y de la plaque dans les directions x et y, les flèches $u_{z,max}$ peuvent se déduire algébriquement :

$$\begin{cases} u_{z,max}^x = R_x \cdot \left(1 - cos\left(\dfrac{L_x}{2R_x}\right)\right) \\ u_{z,max}^y = R_y \cdot \left(1 - cos\left(\dfrac{L_y}{2R_y}\right)\right) \end{cases} \tag{A.27}$$

À partir de la théorie des plaques, et sur la base des relations développées en **Annexe H.4**, les hauteurs de profil le long des axes x et y sont données par :

$$\begin{cases} u_z(x) = u_{z,max}^x \cdot \left(\dfrac{4}{L_x^2} \cdot x^2 - \dfrac{4}{L_x} \cdot x + 1\right) \\ u_z(y) = u_{z,max}^y \cdot \left(\dfrac{4}{L_y^2} \cdot y^2 - \dfrac{4}{L_y} \cdot y + 1\right) \end{cases} \tag{A.28}$$

A.4 Modèle du cylindre infiniment long

A.4.1 Cadre général

L'hypothèse du cylindre infiniment long suppose que les champs de contraintes et de déformations sont constants dans les deux directions axiale et circonférentielle. Par ailleurs le traitement étant considéré homogène sur le cylindre de rayon R, les termes hors diagonale des tenseurs de contraintes et de déformations sont nuls.

L'opérateur divergence en coordonnées cylindriques s'écrit pour un tenseur d'ordre deux :

$$\begin{aligned}\overrightarrow{div}\underline{\underline{\sigma}} &= \Big(\partial_r\sigma_{rr} + \frac{1}{r}\partial_\theta\sigma_{r\theta} + \partial_z\sigma_{rz} + \frac{\sigma_{rr}-\sigma_{\theta\theta}}{r}\Big)\vec{e}_r \\ &+\Big(\partial_r\sigma_{r\theta} + \frac{1}{r}\partial_\theta\sigma_{\theta\theta} + \partial_z\sigma_{\theta z} + 2\frac{\sigma_{r\theta}}{r}\Big)\vec{e}_\theta \\ &+\Big(\partial_r\sigma_{rz} + \frac{1}{r}\partial_\theta\sigma_{\theta z} + \partial_z\sigma_{zz} + \frac{\sigma_{rz}}{r}\Big)\vec{e}_z\end{aligned} \tag{A.29}$$

Après simplification il reste :

$$\partial_r\sigma_{rr} + \frac{\sigma_{rr}-\sigma_{\theta\theta}}{r} = 0 \tag{A.30}$$

Par ailleurs les conditions aux limites du problème sont donnée par la nullité de l'effort normal, l'équilibre de la composante circonférentielle sur une section longitudinale, et la nullité des efforts sur la surface du cylindre. La première condition donne :

$$\int_0^R r\cdot\sigma_{zz}(r)\cdot dr \tag{A.31}$$

Les deuxième et troisième conditions aux limites sont équivalentes et donnent :

$$\sigma_{\theta\theta} = \partial_r\Big(r\cdot\sigma_{rr}\Big) \tag{A.32}$$

En coordonnées cylindriques, les six équations de compatibilité des déformations s'écrivent [Levenberg 2010, Carlucci 2013] :

$$\begin{cases} \partial_{zz}\varepsilon^t_{rr} + \partial_{rr}\varepsilon^t_{zz} - 2\partial_{rz}\varepsilon^t_{rz} &= 0 \\ \partial_{\theta\theta}\varepsilon^t_{rz} - r\cdot\partial_z\varepsilon^t_{rr} - \partial_{r\theta}(r\cdot\varepsilon^t_{z\theta}) + r\cdot\partial_{rz}(r\cdot\varepsilon^t_{\theta\theta}) - \partial_{\theta z}(r\cdot\varepsilon^t_{r\theta}) &= 0 \\ \frac{1}{r}\cdot\partial_{\theta z}\varepsilon^t_{rr} - \partial_{r\theta}\Big(\frac{\varepsilon^t_{rz}}{r}\Big) + \partial_r\Big(r\cdot\partial_r(r\cdot\varepsilon^t_{\theta z})\Big) + \frac{1}{r^2}\cdot\partial_{rz}(r^2\cdot\varepsilon^t_{r\theta}) &= 0 \\ \partial_{zz}\varepsilon^t_{\theta\theta} - \frac{2}{r}\cdot\partial_{\theta z}\varepsilon^t_{\theta z} + \frac{1}{r^2}\cdot\partial_{\theta\theta}\varepsilon^t_{zz} + \frac{1}{r}\cdot\partial_r\varepsilon^t_{zz} - \frac{2}{r}\cdot\partial_z\varepsilon^t_{rz} &= 0 \\ \partial_{zz}\varepsilon^t_{r\theta} - r\cdot\partial_{rz}\Big(\frac{\varepsilon^t_{\theta z}}{r}\Big) - \frac{1}{r}\cdot\partial_{\theta z}\varepsilon^t_{rz} + \partial_{r\theta}\Big(\frac{\varepsilon^t_{zz}}{r}\Big) &= 0 \\ \partial_{\theta\theta}\varepsilon^t_{rr} - r\cdot\partial_r\varepsilon^t_{rr} - 2\partial_{r\theta}(r\cdot\varepsilon^t_{r\theta}) + \partial_r(r^2\cdot\partial_r\varepsilon^t_{\theta\theta}) &= 0 \end{cases} \tag{A.33}$$

Après simplification il reste :

$$\begin{cases} \partial_r\varepsilon^t_{zz} &= 0 \\ -\varepsilon^t_{rr} + \partial_r\Big(r\cdot\varepsilon^t_{\theta\theta}\Big) &= 0 \end{cases} \tag{A.34}$$

A.4.2 Calcul des déformations plastiques

Les contraintes résiduelles étant connues, l'objectif est de retrouver les déformations plastiques qui subsistent dans le cylindre supposé infiniment long. La résolution du problème passe d'abord par l'intégration de la première équation de compatibilité **(A.34)** :

$$\varepsilon^t_{zz}(r) = A \tag{A.35}$$

Sous l'hypothèse HPP, la constante d'intégration A est déterminée par intégration de la relation d'élasticité **(A.6)** à partir de la condition d'équilibre **(A.30)** et des conditions aux limites **(A.36)** et **(A.32)** :

$$A = \frac{2}{R^2} \cdot \int_0^R r \cdot \varepsilon_{zz}^p(r) \cdot dr \tag{A.36}$$

Alors, à partir de la relation de Hooke, il vient :

$$\boxed{\varepsilon_{zz}^p(r) - \frac{2}{R^2} \cdot \int_0^R r \cdot \varepsilon_{zz}^p(r) \cdot dr = \frac{1}{E} \cdot \Big[-\sigma_{zz}(r) + \nu \cdot \Big(\sigma_{rr}(r) + \sigma_{\theta\theta}(r)\Big)\Big]} \tag{A.37}$$

Le calcul des déformations plastiques axiales ε_{zz}^p à partir de l'équation **(A.37)** n'est pas trivial. Il s'agit d'une équation intégrale de Fredholm du type :

$$a(x) \cdot \Phi(x) + \lambda \int_a^b k(t,x) \cdot \Phi(t) \cdot dt = f(x) \qquad \text{avec :} \qquad a \leqslant x \leqslant b \tag{A.38}$$

Un algorithme de résolution de ce type d'équation est proposé dans [Shirin 2010] à partir des polynômes de Bernstein.

La résolution du problème passe ensuite par la simplification de la seconde équation de compatibilité **(A.34)** à partir de la relation d'élasticité et de la condition d'équilibre :

$$E \cdot \varepsilon_{zz}^p + \frac{E}{r} \cdot \partial_r\Big(r^2 \varepsilon_{\theta\theta}^p\Big) + r \cdot \partial_r B = 0 \tag{A.39}$$

Avec :

$$B = \sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta} - \nu \cdot \sigma_{zz} \tag{A.40}$$

Après intégration, il vient :

$$\boxed{\varepsilon_{\theta\theta}^p(r) - \left(\frac{B(r)}{E} + \frac{A}{2}\right) + \frac{1}{E \cdot r^2} \cdot \int_0^r u \cdot \Big[(1-2\nu) \cdot \sigma_{zz}(u) + (2-\nu) \cdot \Big(\sigma_{rr}(u) + \sigma_{\theta\theta}(u)\Big)\Big] \cdot du} \tag{A.41}$$

Et l'hypothèse HPP donne :

$$\varepsilon_{rr}^p = -\Big(\varepsilon_{\theta\theta}^p + \varepsilon_{zz}^p\Big) \tag{A.42}$$

A.4.3 Calcul des contraintes

Les déformations plastiques étant connues, l'objectif est de retrouver les contraintes résiduelles induites dans le cylindre. Puisque les déformations plastiques sont fonction du rayon et que le cylindre est considéré infiniment long, il faut résoudre un problème axisymétrique avec un déplacement radial fonction du rayon et un déplacement axial fonction de la position axial :

$$\vec{U} = u_r(r) \cdot \vec{e_r} + u_z(z) \cdot \vec{e_z} \tag{A.43}$$

La résolution des équations de compatibilité **(A.3)** donne :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^t = \begin{bmatrix} \partial_r u_r(r) & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{r} \cdot u_r(r) & 0 \\ 0 & 0 & \partial_z u_z(z) \end{bmatrix}$$

Puisque les déformations radiales et circonférentielles sont liées par le déplacement radial, il suffit de déterminer la fonction de déplacement radial. La résolution du problème passe par le calcul du déplacement u_r après simplification de l'équation d'équilibre. Puis le calcul des composantes du tenseur des contraintes est réalisé à partir de la relation d'élasticité. Ainsi il vient :

$$\begin{cases} \sigma_{rr}(r) = \left(\dfrac{E}{1-\nu^2}\right)\cdot\left[-f(r) - \left(\dfrac{1-2\nu}{2}\right)\cdot\left(\dfrac{1}{r^2}\cdot g(r) + \left(\dfrac{1}{R^2} - \dfrac{1}{r^2}\right)\cdot g(0)\right)\right] \\ \sigma_{\theta\theta}(r) = \left(\dfrac{E}{1-\nu^2}\right)\cdot\left[\nu\cdot\varepsilon^p_{rr} - (1-\nu)\cdot\varepsilon^p_{\theta\theta}(r) - f(r) + \left(\dfrac{1-2\nu}{2}\right)\cdot\left(\dfrac{1}{r^2}\cdot g(r) - \left(\dfrac{1}{R^2} + \dfrac{1}{r^2}\right)\cdot g(0)\right)\right] \\ \sigma_{zz}(z) = \left(\dfrac{E}{1-\nu^2}\right)\cdot\left[\nu\cdot\varepsilon^p_{rr} - (1-\nu)\cdot\varepsilon^p_{zz}(r) - 2\nu\cdot f(r) + \left(\dfrac{2-\nu}{R^2}\right)\cdot g(0)\right] \end{cases} \tag{A.44}$$

Avec :

$$\begin{cases} f(r) = \displaystyle\int_r^R \left(\frac{\varepsilon^p_{rr}(u) - \varepsilon^p_{\theta\theta}(u)}{2u}\right)\mathrm{d}u \\ g(r) = \displaystyle\int_r^R u\cdot\varepsilon^p_{zz}(u)\,\mathrm{d}u \end{cases} \tag{A.45}$$

A.5 Application des modèles : calcul des contraintes résiduelles

A.5.1 Profil de déformations plastiques de référence

Sous l'hypothèse que la distribution des déformations plastique générée dans la profondeur par le grenaillage est indépendante de la géométrie du composant, les trois modèles précédents sont utilisés pour calculer les profils de contraintes résiduelles associés. Le tenseur des déformations plastiques est ici supposé s'écrire :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^p = \begin{bmatrix} \varepsilon^p(z) & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon^p(z) & 0 \\ 0 & 0 & -2\varepsilon^p(z) \end{bmatrix}$$

Le profil de déformations plastiques de référence $\varepsilon^p(z)$ est déduit de la relation linéaire **(A.9)** et du profil de contraintes résiduelles dans un massif semi-infini en Inconel 718 DA supposé grenaillé avec la condition G2 [1] établi dans la **Partie III–3.1.1**. Les deux profils sont donnés sur la **Figure A.3**.

A.5.2 Influence de l'épaisseur de la plaque

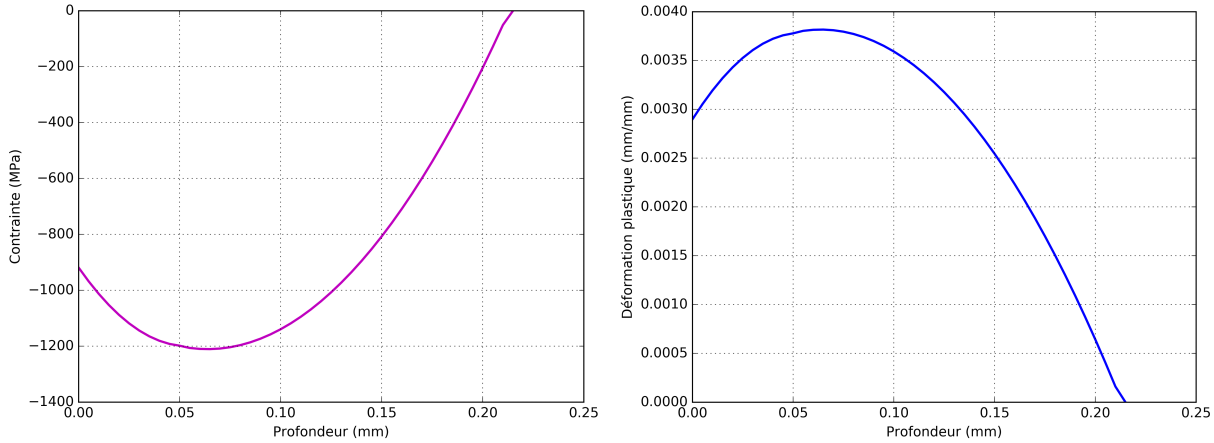
Afin d'évaluer l'influence de l'épaisseur H de la plaque sur la redistribution des contraintes résiduelles, le modèle de la plaque infinie est mis en œuvre pour deux épaisseurs : $H = 5$ et 2 mm. Les calculs sont réalisés à partir des hypothèses et des équations formulées en **Annexe A.3.3**, avec un programme codé en langage PYTHON. Les profils de contraintes calculés à partir du profil de référence $\varepsilon^p(z)$ sont donnés sur la **Figure A.4** et comparés au profil de contraintes dans le massif semi-infini (MSI). Lorsque l'épaisseur de la plaque diminue, la résolution du problème d'incompatibilité des déformations plastiques prévoit :

- Un état de contraintes strictement équibiaxial ;
- Une diminution de la contrainte en surface σ_S et du maximum de compression σ_C ;
- Une profondeur associée au maximum de compression h_C inchangée ;

1. Le module d'Young vaut 222 GPa et le coefficient de Poisson 0.30.

- Une diminution de l'épaisseur de la couche en compression h_0 ;
- Une augmentation du maximum de traction σ_T ;
- Une augmentation de la contrainte de compression en face arrière σ_D.

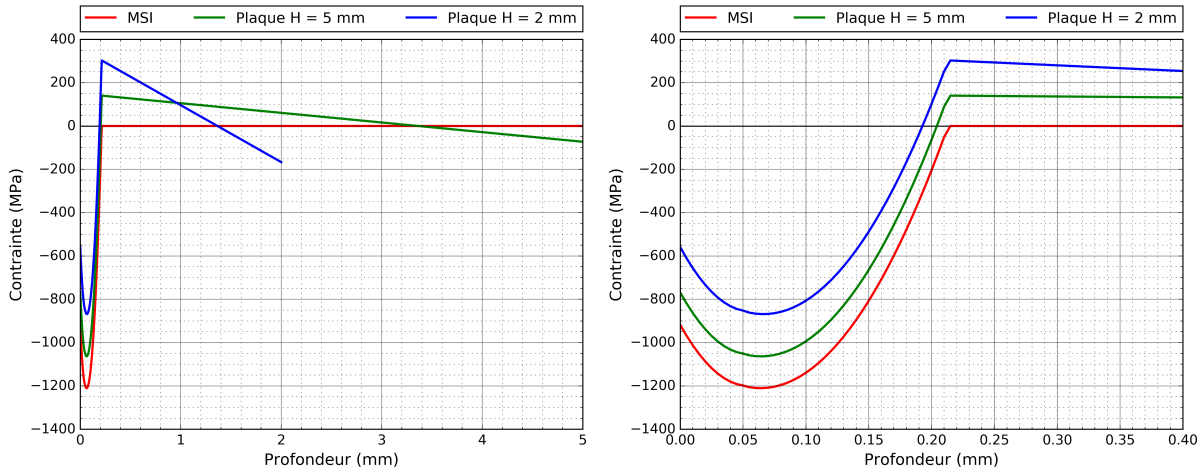
Enfin, en termes de déformées, le calcul prédit une diminution du rayon de courbure lorsque l'épaisseur diminue : de 7128 mm lorsque $H = 5$ mm, le rayon de courbure passe à 1206 mm lorsque $H = 2$ mm.



(a) Profil de contraintes résiduelles

(b) Profil de déformations plastiques

FIGURE A.3 – Profils de contraintes et de déformations plastiques dans un massif semi-infini grenaillé G2



(a) Profils de contraintes complets

(b) Profils de contraintes en proche surface

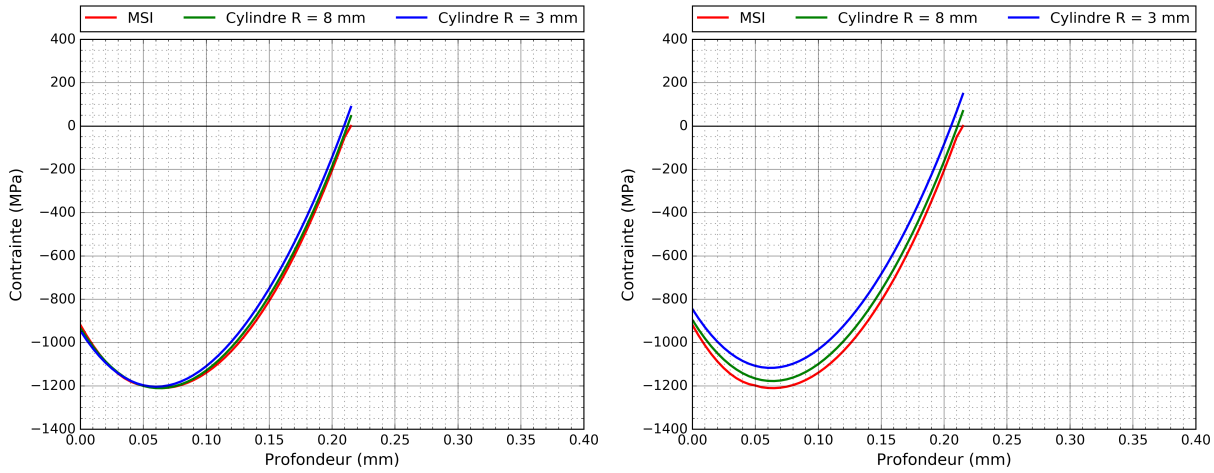
FIGURE A.4 – Modèle de la plaque infinie : influence de l'épaisseur H

A.5.3 Influence du rayon du cylindre

Afin d'évaluer l'influence du rayon R du cylindre sur la redistribution des contraintes résiduelles, le modèle du cylindre infiniment long est mis en œuvre pour deux rayons : $R = 8$ et 3 mm. Les calculs sont réalisés à partir des hypothèses et des équations formulées en **Annexe A.4.3**, avec un programme codé en langage MATHEMATICA. Les profils de contraintes calculés à partir du profil de référence $\varepsilon^p(z)$ sont donnés sur la **Figure A.5** et comparés au profil de contraintes dans le massif semi-infini (MSI). Lorsque

le rayon du cylindre diminue, la résolution du problème d'incompatibilité des déformations plastiques prédit un état de contraintes non équibiaxial avec un rééquilibrage notable suivant la direction axiale. En particulier, le modèle prévoit :

- Des contraintes radiales systématiquement nulles en surface et quasi-nulles à cœur (lorsque $R = 3$ mm, les contraintes radiales restent inférieures à 70 MPa) ;
- Des contraintes circonférentielles assez peu sensibles au rayon R du cylindre : seule l'épaisseur en compression h_0 diminue de quelques microns lorsque le rayon diminue ;
- Et pour les contraintes axiales :
  — Une diminution de la contrainte en surface σ_S et du maximum de compression σ_C ;
  — Une profondeur associée au maximum de compression h_C inchangée ;
  — Une diminution de l'épaisseur de la couche en compression h_0.



(a) Profils de contraintes dans la direction circonférentielle

(b) Profils de contraintes dans la direction axiale

FIGURE A.5 – Modèle du cylindre infiniment long : influence du rayon R

A.5.4 Influence des propriétés élastiques

Dans le cadre de la modélisation des contraintes sur des géométries complexes élémentaires en Inconel 718 DA, les propriétés élastiques du matériau sont supposées homogènes dans l'échantillon, et invariantes avec l'échantillon étudié : $E = 222$ GPa et $\nu = 0.30$. Pourtant, des résultats d'essais réalisés à l'ONERA [Goulmy 2017b] établissent une valeur pour le module d'Young à 204 GPa. Il est donc judicieux d'évaluer analytiquement l'impact de la variabilité des propriétés élastiques sur les profils de contraintes résiduelles post-grenaillage. L'étude de sensibilité porte sur :

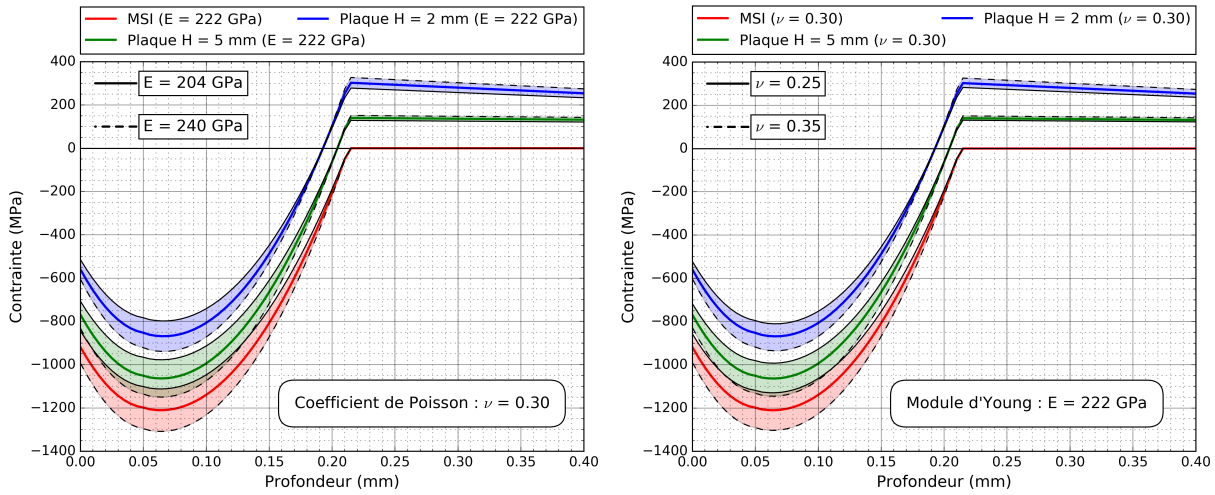
- Le module d'Young tel que $E = 222 \pm 18$ GPa (avec le coefficient ν fixé à 0.30).
- Le coefficient de Poisson tel que $\nu = 0.30 \pm 0.05$ (avec le module d'Young E fixé à 222 GPa).

Les trois modèles analytiques présentés plus tôt sont ici utilisés : le massif semi-infini, la plaque infinie d'épaisseur H et le cylindre infiniment long de rayon R. La distribution de déformations plastiques utilisée est la même que précédemment. Les résultats pour les plaques planes d'épaisseur 5 mm et 2 mm sont donnés sur la **Figure A.6** tandis que ceux pour le cylindre de rayon 3 mm sont présentés sur la **Figure A.7** et comparés au résultats des calculs pour un massif semi-infini (MSI). Quel que soit le modèle utilisé :

- Les contraintes résiduelles calculées sont linéairement dépendantes de E : une variabilité de ±8% du module d'Young donne, à isoprofondeur, un écart identique en termes de contraintes.

- Les contraintes résiduelles calculées sont linéairement dépendantes du coefficient $\frac{1}{1-\nu}$: ici une variabilité de ±17% du coefficient de Poisson donne également, à isoprofondeur, un écart de ±8% en termes de contraintes.

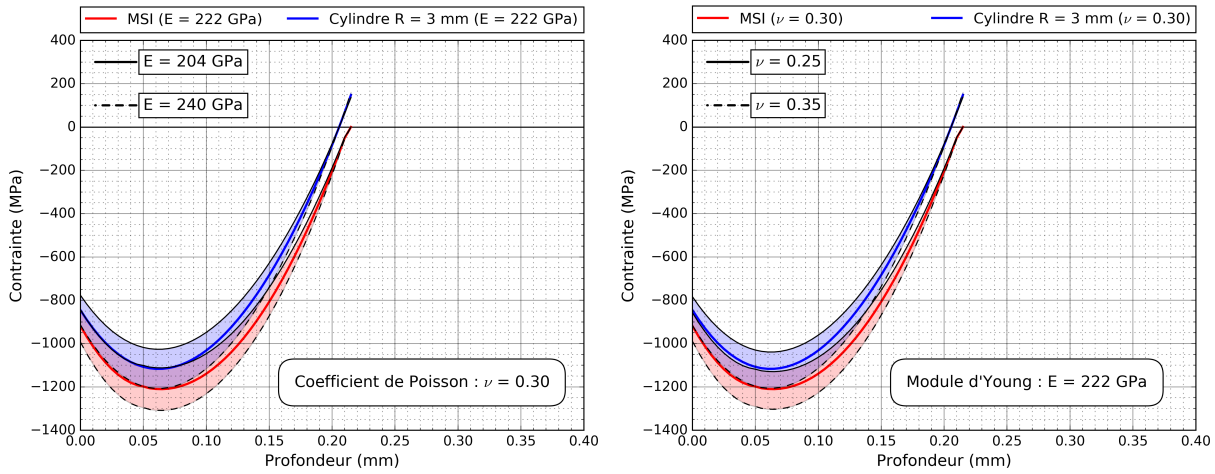
Par ailleurs, si les écarts relatifs restent constants le long du profil de contraintes résiduelles, en revanche les écarts absolus sont nécessairement plus importants pour les forts niveaux de contraintes. Dans ce sens, la variabilité des propriétés élastiques affecte principalement deux paramètres : la contrainte en surface σ_S et le maximum de compression σ_C. Enfin, le modèle prévoit que l'effet de l'épaisseur H sur les contraintes reste significatif devant la variabilité des propriétés élastiques, contrairement au cas des barreaux cylindriques où l'effet du rayon de courbure sur les contraintes axiales est potentiellement masqué par une variabilité des paramètres E et ν.



(a) Influence du module d'Young

(b) Influence du coefficient de Poisson

FIGURE A.6 – Modèle de la plaque infinie : effet de la variabilité des propriétés élastiques sur les contraintes dans une plaque d'épaisseur H



(a) Influence du module d'Young

(b) Influence du coefficient de Poisson

FIGURE A.7 – Modèle du cylindre infiniment long : effet de la variabilité des propriétés élastiques sur les contraintes axiales dans le cylindre de rayon 3mm

Annexe B

Correction des contraintes mesurées après enlèvement de matière

Lors des analyses de contraintes en profondeur, la diffraction des rayons X est couplée à un enlèvement de matière local par polissage électrolytique. Cette opération doit être prise en compte par une correction appropriée des contraintes résiduelles mesurées σ^M. Cette correction peut être réalisée analytiquement pour quelques cas simples, ou bien à partir d'une approche semi-numérique.

B.1 Méthodes analytiques

Les approches analytiques pour corriger les effets d'un enlèvement de matière sur les contraintes résiduelles expriment systématiquement la contrainte vraie σ^V (ou contrainte corrigée) en fonction de la contrainte mesurée σ^M. Les relations développées par Moore et Evans dans [Moore 1958] traitent d'un enlèvement de matière total pour trois types de composants : le tube et le barreau cylindrique pour lesquels l'enlèvement se fait de façon homogène sur tout le contour de la pièce, et la plaque plane où il concerne une des faces du bloc parallélépipédique. Ce dernier cas d'étude fut approfondi par Castex dans [Castex 1984] afin de traiter d'un enlèvement de matière local, de forme rectangulaire.

B.1.1 Le tube

La résolution du problème à partir des équations de compatibilité et des équations d'équilibre peut être simplifiée compte tenu de la symétrie cylindrique et de l'homogénéité de l'enlèvement de matière. Dans un système de coordonnées cylindriques et pour un tube caractérisé par un rayon intérieur R_{int} et un rayon extérieur R_{ext}, les distributions des composantes circonférentielle et axiale du tenseur des contraintes vraies sont données respectivement par :

$$\sigma^V_{\theta\theta}(r) = \sigma^M_{\theta\theta}(r) - \frac{r^2 + R^2_{int}}{r^2} \cdot \int_r^{R_{ext}} \left(\frac{u \cdot \sigma^M_{\theta\theta}(u)}{u^2 - R^2_{int}} \right) \cdot du \tag{B.1}$$

$$\sigma^V_{zz}(r) = \sigma^M_{zz}(r) - 2 \cdot \int_r^{R_{ext}} \left(\frac{u \cdot \sigma^M_{zz}(u)}{u^2 - R^2_{int}} \right) \cdot du \tag{B.2}$$

B.1.2 Le barreau cylindrique

Comme dans le cas précédent, les contraintes résiduelles dans le barreau cylindrique sont supposées constantes à isoprofondeur, c'est-à-dire indépendantes des coordonnées θ et z pour un point suffisamment éloigné des extrémités du composant. Dans ce cas, en notant R le rayon du cylindre, les distributions des composantes circonférentielle et axiale du tenseur des contraintes vraies sont données respectivement par :

$$\sigma^V_{\theta\theta}(r) = \sigma^M_{\theta\theta}(r) - \int_r^{R} \left(\frac{\sigma^M_{\theta\theta}(u)}{u} \right) \cdot du \tag{B.3}$$

$$\sigma^V_{zz}(r) = \sigma^M_{zz}(r) - 2 \cdot \int_r^{R} \left(\frac{\sigma^M_{zz}(u)}{u} \right) \cdot du \tag{B.4}$$

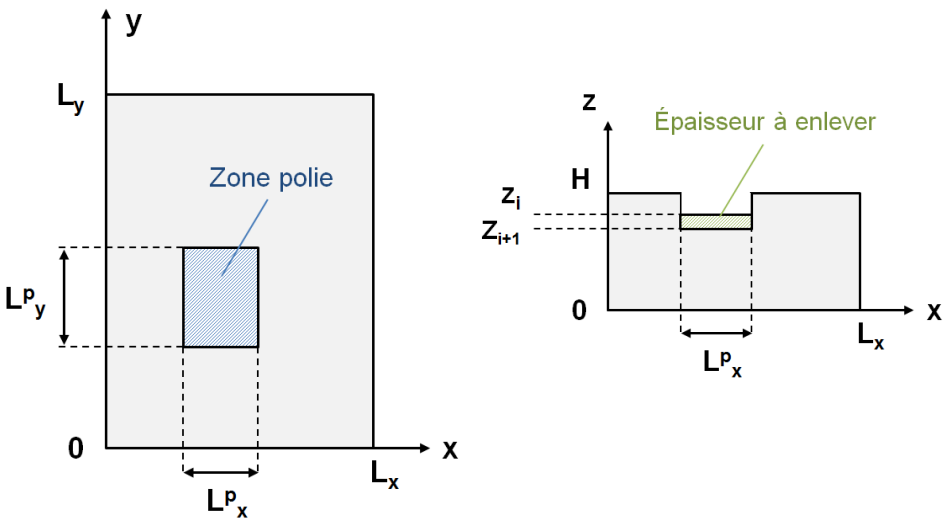
B.1.3 La plaque plane : enlèvement total

Dans le cas de la correction des contraintes résiduelles dans une plaque plane d'épaisseur H, l'état de contraintes mesuré est supposé équibiaxial ($\sigma^M_{xx} = \sigma^M_{yy}$) et ne dépendre que de la profondeur z. Celle-ci est définie avec la direction normale à la surface sur laquelle est effectué l'enlèvement de matière. Ainsi les distributions des contraintes vraies dans les directions transverse et longitudinale sont identiques. Elles sont données par l'équation suivante :

$$\sigma^V(z) = \sigma^M(z) + 2 \cdot \int_z^H \left(\frac{\sigma^M(u)}{u}\right) \cdot du - 6z \cdot \int_z^H \left(\frac{\sigma^M(u)}{u^2}\right) \cdot du \tag{B.5}$$

B.1.4 La plaque plane : enlèvement local

La correction des contraintes proposée par [Castex 1984] permet de tenir compte du caractère local de l'enlèvement de matière sur une plaque plane, comme l'illustre la **Figure B.1**.



(a) Vue de dessus (b) Vue de côté

FIGURE B.1 – Correction de l'enlèvement de matière : géométrie de la pièce

Les enlèvements de matière successifs sont réalisés sur une plaque de longueur L_y, de largeur L_x et d'épaisseur H. La surface de la zone polie est de longueur L^p_y et de largeur L^p_x. Soit z_i et z_{i+1} la coordonnée z de la zone polie respectivement avant et après enlèvement de la $(i+1)^{eme}$ couche de matière, avec $0 \leq i \leq n-1$ (i entier), n étant le nombre total de couches retirées.

Pour un état de contraintes planes, le coefficient α_d est défini dans une direction d tel que :

- Si la contrainte mesurée σ^M_{yy} est la contrainte normale dans le sens long :

$$\alpha_d = \alpha_{yy} = \frac{L_x}{L^p_x} \tag{B.6}$$

- Si la contrainte mesurée σ^M_{xx} est la contrainte normale dans le sens transverse :

$$\alpha_d = \alpha_{xx} = \frac{L_y}{L^p_y} \tag{B.7}$$

Alors la contrainte vraie σ^V_d est donnée par :

$$\boxed{\sigma^V_d(z_{i+1}) = \sigma^M_d(z_{i+1}) + S_1(z_{i+1}) - S_2(z_{i+1}) - S_3(z_{i+1}) \cdot \overline{h}_{i+1}} \tag{B.8}$$

Avec :

$$\begin{cases} S_1(z_{i+1}) &= \dfrac{3 \cdot \overline{\sigma}_d^M \cdot \Delta z \cdot h_{i+1} \cdot \overline{h}_{i+1} \cdot \beta_2}{\beta_1 \cdot \beta_3} + S_1(z_i) \\ S_2(z_{i+1}) &= \dfrac{\overline{\sigma}_d^M \cdot \Delta z \cdot h_{i+1}}{\beta_1} + S_2(z_i) \\ S_3(z_{i+1}) &= \dfrac{6 \cdot \overline{\sigma}_d^M \cdot \Delta z \cdot h_{i+1} \cdot (\Delta z + \overline{h}_{i+1})}{\beta_3} + S_3(z_i) \end{cases} \tag{B.9}$$

Et :

$$\begin{cases} \sigma_d^V(z_0) = \sigma_d^M(z = H) \\ S_1(z_0) = S_2(z_0) = S_3(z_0) = 0 \end{cases} \tag{B.10}$$

Les coefficients β_k étant définis, pour $1 \leq k \leq 3$ (k entier), par :

$$\beta_k = (\alpha_d - 1) \cdot H^k + \overline{h}_{i+1}^k \tag{B.11}$$

Et les paramètres restant par :

$$\begin{cases} \Delta z = z_{i+1} - z_i \\ h_{i+1} = H - z_{i+1} \\ \overline{h}_{i+1} = H - \dfrac{z_{i+1} + z_i}{2} \\ \overline{\sigma}_d^M = \dfrac{\sigma_d^M(z_{i+1}) + \sigma_d^M(z_i)}{2} \end{cases} \tag{B.12}$$

B.2 Méthode semi-numérique

B.2.1 Principe

L'hypothèse de base de la méthode pour la correction semi-numérique des contraintes après enlèvement de matière consiste à dire que seule la géométrie du problème a un effet sur le rééquilibrage des contraintes résiduelles. Pour une géométrie donnée [1], il est possible de déterminer les facteurs correctifs à appliquer aux contraintes mesurées dans la profondeur du composant à partir d'une modélisation par EF de l'enlèvement de matière. Si l'approche est qualifiée de semi-numérique, c'est parce qu'elle consiste d'abord à déterminer numériquement une matrice de correction par post-traitement d'un calcul EF, puis à corriger les contraintes mesurées à partir de relations analytiques simples faisant intervenir cette matrice.

B.2.2 Calcul numérique de la matrice de correction $\underline{\underline{K}}_d$

Puisque les coefficients de la matrice de correction ne représentent que l'effet de la géométrie sur le rééquilibrage des contraintes, ils peuvent être calculés numériquement pour une certaine distribution de contraintes résiduelles connue et introduite dans la structure. À partir de la modélisation par EF de n enlèvements de matière successifs, les coefficients de la matrice de correction $\underline{\underline{K}}_d = \left(K_{ij}\right)_{1 \leqslant i,j \leqslant (n+1)}$ dans la direction d sont définis par :

$$K_{ij} = \begin{cases} 0 & \text{si } j \geq i \\ \dfrac{\sigma_{i,(j-1)} - \sigma_{i,j}}{\sigma_{j,(j-1)}} & \text{sinon} \end{cases} \tag{B.13}$$

1. Les dimensions du composant et celles relatives à l'enlèvement de matière sont fixées.

Où $\sigma_{i,j}$ correspond à la composante normale du tenseur des contraintes dans la direction d relevée au point d'intégration du i^{eme} élément, au j^{eme} enlèvement de matière. Lorsque $j \geq i$ alors $\sigma_{i,j} = 0$.

Les étapes du calcul sont les suivantes :

- La création du modèle EF avec des dimensions identiques à celles du composant étudié.
- L'introduction d'un état de contraintes résiduelles : il est défini arbitrairement par l'utilisateur car, pour la mise en œuvre de l'approche par matrice de correction, seule la géométrie du modèle est supposée avoir un effet. Toutefois, Savaria suggère dans [Savaria 2014] d'utiliser une distribution de contraintes telle qu'il n'y ait pas de transition traction-compression (ou inversement) sur la profondeur corrigée [2].
- La modélisation des enlèvements de matière successifs par des techniques proposées dans les codes EF [3]. À chaque étape du calcul, l'opération de rééquilibrage des contraintes est considérée purement élastique.
- Le calcul des coefficients de la matrice de correction à partir des contraintes résiduelles calculées avant et après chaque enlèvement de matière.

Une schématisation de la méthode de calcul est donnée sur la **Figure B.2** pour un enlèvement de matière local sur une géométrie plane modélisée par des éléments hexaédriques à un point d'intégration. Si z_i désigne la profondeur au i^{eme} point d'intégration, alors au j^{eme} enlèvement de matière les contraintes normales $\sigma_{i,j}$ dans la direction d s'écrivent :

$$\sigma_{i,j} = \sigma(z = z_i) = \begin{cases} \sigma_{xx}(z_i) & \text{si } d \text{ correspond à l'axe } x \\ \sigma_{yy}(z_i) & \text{si } d \text{ correspond à l'axe } y \end{cases}$$

B.2.3 Calcul analytique des contraintes vraies

Par analogie avec l'expérimentation, la distribution des contraintes normales dans la direction d calculées au niveau de la surface libre après chacun des n enlèvements de matière correspond au profil de contraintes mesuré. Ce profil peut s'écrire sous la forme d'un vecteur colonne comportant $(n+1)$ lignes :

$$\vec{\sigma}_d^M = \left(\sigma_{i,(i-1)}\right)_{1 \leqslant i \leqslant (n+1)} = \begin{bmatrix} \sigma_{1,0} \\ \sigma_{2,1} \\ \dots \\ \sigma_{n,(n-1)} \\ \sigma_{(n+1),n} \end{bmatrix} \tag{B.14}$$

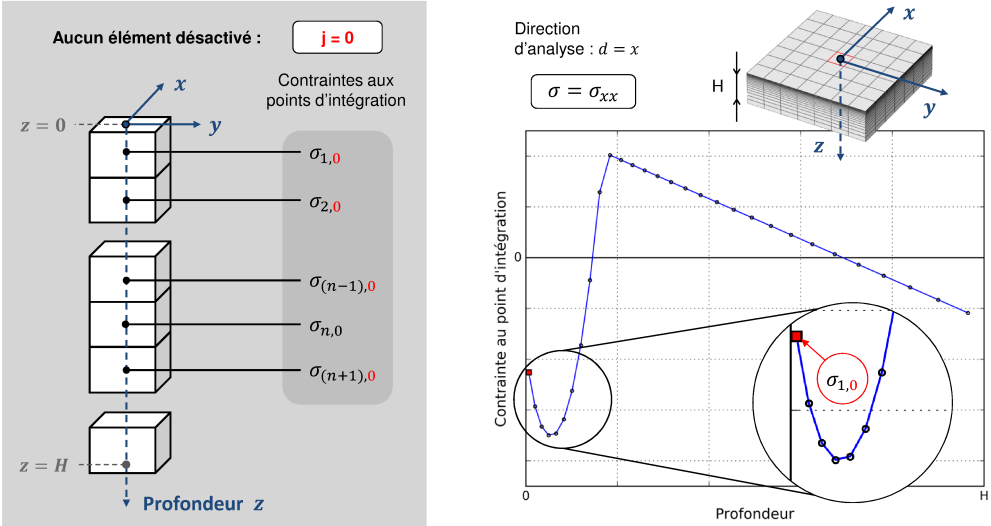
Quant à la distribution des contraintes dans la profondeur du modèle avant la modélisation des enlèvements de matière, il s'agit du profil de contraintes vrai dans la direction d. Ce profil peut également s'écrire sous la forme d'un vecteur colonne comportant $n+1$ lignes :

$$\vec{\sigma}_d^V = \left(\sigma_{i,0}\right)_{1 \leqslant i \leqslant (n+1)} = \begin{bmatrix} \sigma_{1,0} \\ \sigma_{2,0} \\ \dots \\ \sigma_{n,0} \\ \sigma_{(n+1),0} \end{bmatrix} \tag{B.15}$$

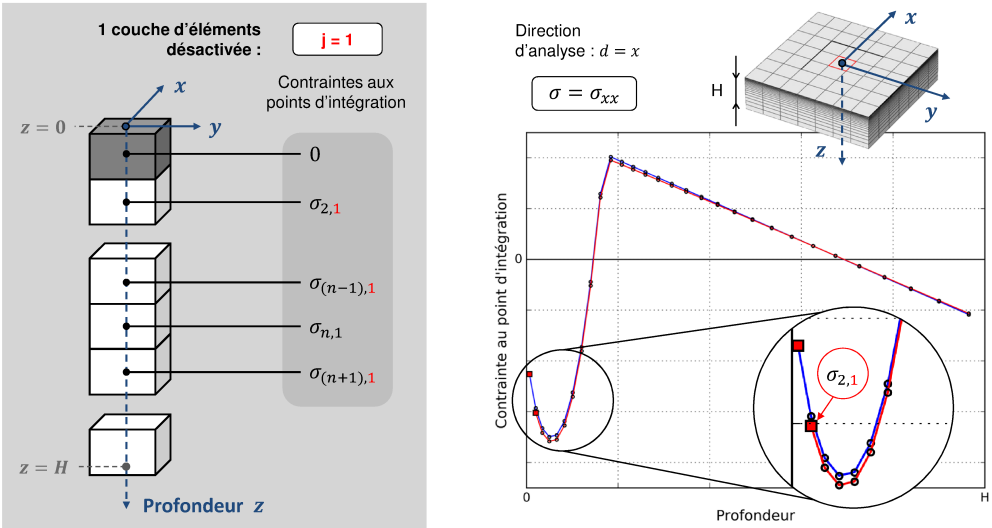
Dans la littérature deux approches sont proposées pour relier analytiquement les contraintes vraies et les contraintes mesurées à partir de la matrice de correction carrée $\left(K_{ij}\right)_{1 \leqslant i,j \leqslant (n+1)}$:

2. De manière générale, il faut veiller à ce que les contraintes aux points d'intégration ne soient pas trop proches de zéro, sans quoi les coefficients de la matrice de correction peuvent tendre vers l'infini.

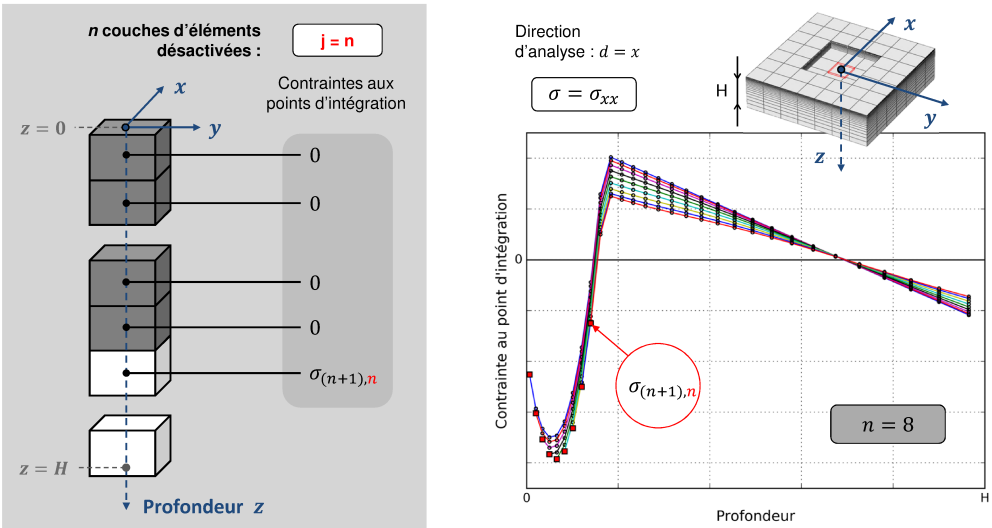
3. Dans ABAQUS par exemple, les éléments sont désactivés via la commande *Model Change*.



(a) Profil de contraintes vraies sans enlèvement de matière ($j = 0$)



(b) Désactivation de la première couche d'éléments ($j = 1$)



(c) Désactivation de la n^{eme} couche d'éléments ($j = n$)

FIGURE B.2 – Illustration des enlèvements de matière successifs et représentation des contraintes $\sigma_{i,j}$

- L'**approche *LambdaTech*** proposée par [Hornbach 1995] où la contrainte vraie (c'est-à-dire corrigée) est donnée par :

$$\vec{\sigma}_d^V = \left(\underline{\underline{I}} + \underline{\underline{K}}_d\right) \cdot \vec{\sigma}_d^M \tag{B.16}$$

- Et plus récemment l'**approche *SBB*** proposée par [Savaria 2012] qui, sur la base de comparaisons avec les approches analytiques de Moore et Evans dans le cas d'un enlèvement de matière global sur un tube, montre que l'accord entre les résultats numériques et analytiques est amélioré si la contrainte vraie est donnée par la formulation suivante :

$$\vec{\sigma}_d^V = \vec{\sigma}_d^M + \underline{\underline{K}}_d \cdot \vec{\sigma}_{d,moy}^M \tag{B.17}$$

  Où le vecteur colonne $\vec{\sigma}_{d,moy}^M$ correspond à la distribution des contraintes mesurées moyennées dans la profondeur. Il est défini à partir des contraintes mesurées dans la direction d par :

$$\vec{\sigma}_{d,moy}^M = \begin{cases} \dfrac{\sigma_{i,(i-1)} + \sigma_{(i+1),i}}{2} & \text{si} \quad 1 \leqslant i \leqslant n \\ \\ \sigma_{i,(i-1)} & \text{si} \quad i = n+1 \end{cases} \tag{B.18}$$

B.3 Comparaison des méthodes analytiques et semi-numérique

Les performances de l'approche semi-numérique sont testées pour quelques cas simples : enlèvement de matière global sur un tube, un cylindre et une plaque plane. Pour ces trois cas d'étude, l'accord avec les corrections analytiques de Moore et Evans est excellent. Pour illustrer la démarche du travail, seule l'application au tube est ici développée.

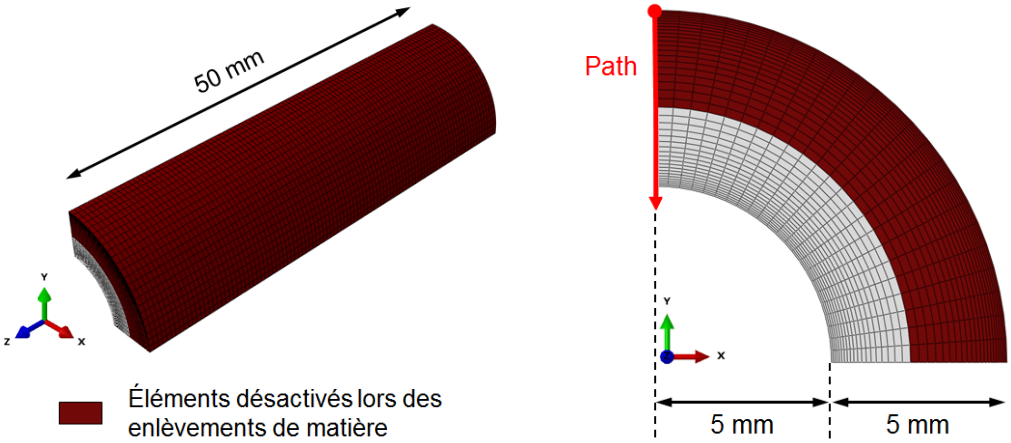
La première étape de l'approche semi-numérique consiste à déterminer numériquement les matrices de correction. Dans le cadre de l'étude, le logiciel ABAQUS est utilisé pour la modélisation des enlèvements de matière. Puisque la désactivation des éléments nécessite un maillage préexistant, il faut d'abord effectuer un calcul d'introduction des contraintes résiduelles dans le modèle EF, puis, après une opération de *Restart* du calcul, il faut modéliser les enlèvements de matière successifs. Les étapes du calcul sont les suivantes :

- Création d'un modèle EF 3D du tube. Afin de valider l'implémentation de la méthode, les dimensions du tube ainsi que les distributions de contraintes mesurées sont extraites de [Savaria 2012]. Les propriétés du modèle EF sont les suivantes :
  - Dimensions : 50 mm de long, avec rayon intérieur de 5 mm et extérieur de 10 mm.
  - Propriétés matériau : comportement élastique isotrope avec un module d'Young de 200 GPa et un coefficient de Poisson égal à 0.3.
  - Maillage : éléments hexaédriques C3D8R à un seul point d'intégration, avec une taille de maille globale de 500 μm, et une taille de maille minimale de 50 μm (nombre d'éléments générés : 92 000).
  - Enlèvements de matière : 20 couches d'éléments sont désactivées successivement sur la surface extérieure du tube, dans la direction radiale (**Figure B.3**).

- Introduction d'un champ de contraintes dans le modèle EF à partir de l'outil numérique présenté dans la **Partie III–2**. Le profil de contraintes massif semi-infini en entrée du calcul est défini arbitrairement [4].

4. Après vérification de l'hypothèse de travail selon laquelle seule la géométrie du modèle a un effet sur la correction des contraintes, c'est-à-dire que le champ de contraintes introduit dans le modèle importe peu.

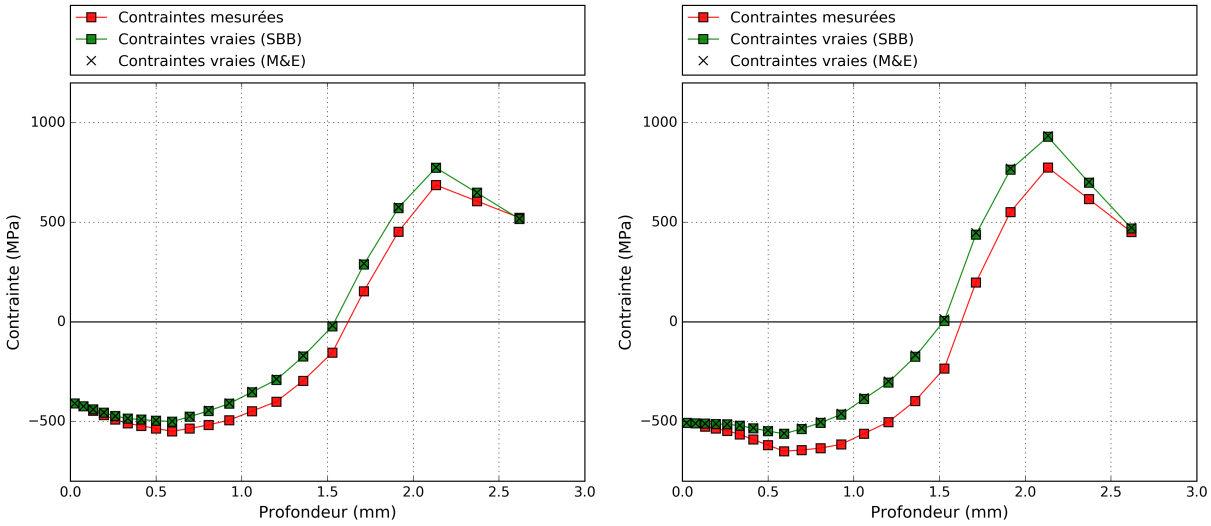
- Modélisation de l'enlèvement de matière par des désactivations successives de n couches d'éléments. La désactivation d'un élément est réalisée dans ABAQUS en créant une interaction de type *Model Change*.
- Lecture par un script PYTHON des composantes normales du tenseur des contraintes aux $(n+1)$ points d'intégrations situés dans l'épaisseur du composant et centrés sur l'enlèvement de matière.
- Calcul des matrices de correction $\underline{\underline{K_d}}$ dans les directions circonférentielle et axiale.



(a) Vue isométrique (b) Vue de face

FIGURE B.3 – Propriétés du modèle EF pour l'enlèvement de matière sur tube

La seconde étape de l'approche consiste à corriger analytiquement les contraintes mesurées à partir de l'équation **(B.17)**. Enfin les résultats de la correction semi-numérique (SBB) sont comparés à ceux de l'approche analytique de Moore et Evans (M&E) sur la **Figure B.4**.



(a) Direction circonférentielle (b) Direction axiale

FIGURE B.4 – Comparaison des corrections analytique (M&E) et semi-numérique (SBB) après enlèvement de matière sur tube

Annexe C

Analyse élastoplastique simplifiée

Cette approche initialement proposée par J. Zarka [Zarka 1976] a pour but de prédire l'état élastoplastique stabilisé d'une structure ayant subi un chargement cyclique. Appliquée au grenaillage de précontrainte, elle permet de prédire la distribution des contraintes résiduelles et des déformations plastiques dans la profondeur d'un massif.

C.1 Chargement élastique dû au grenaillage

Les hypothèses adoptées concernant le choc d'une bille à la surface du massif semi-infini sont proposées dans [Lillamand 1998] :

- Le choc est normal et axisymétrique ;
- Le choc est purement élastique ;
- L'empreinte créée est une calotte sphérique de rayon noté a.

Le chargement de Hertz $\underline{\underline{\Sigma}}^H$ appliqué est induit par la pression maximale de Hertz P_{max} sur la normale à la surface au centre de l'empreinte. Il dépend essentiellement des caractéristiques mécaniques de la bille, de celles du matériau traité (coefficient de Poisson ν_m), et de la vitesse des billes. Il est donné par :

$$\underline{\underline{\Sigma}}^H = \begin{bmatrix} \Sigma^H_{rr}(z) & 0 & \Sigma^H_{rz}(z) \\ 0 & \Sigma^H_{\theta\theta}(z) & 0 \\ \Sigma^H_{rz}(z) & 0 & \Sigma^H_{zz}(z) \end{bmatrix} \tag{C.1}$$

Avec dans la diagonale :

$$\begin{cases} \Sigma^H_{rr}(z) = P_{max} \cdot (1+\nu_m) \cdot \left(\frac{z}{a} \cdot arctan\left(\frac{a}{z}\right) - 1\right) + P_{max} \cdot \left(\frac{a^2}{2(a^2+z^2)}\right) \\ \Sigma^H_{\theta\theta}(z) = \Sigma^H_{rr}(z) \\ \Sigma^H_{zz}(z) = -P_{max} \cdot \left(\frac{a^2}{a^2+z^2}\right) \end{cases} \tag{C.2}$$

Et, dans le cas d'un choc normal, le cisaillement superficiel est proportionnel à la pression de Hertz, le rapport de proportionnalité étant le coefficient de frottement bille/matériau μ :

$$\Sigma^H_{rz}(z) = \mu \cdot \Sigma^H_{rr}(z) \tag{C.3}$$

Par ailleurs la formulation pour la pression maximale de Hertz est donnée par [Fathallah 1994] avec :

$$P_{max} = \frac{\overline{E}}{\pi} \cdot \frac{2a}{D} \tag{C.4}$$

Avec :

$$\begin{cases} \overline{E} & : \text{Module d'élasticité commun des matériaux de la bille et du massif semi-infini} \\ P_H^{max} & : \text{Rayon de l'empreinte créée par l'impact de la bille sur le massif semi-infini} \\ D & : \text{Diamètre de la bille} \end{cases}$$

Où :

$$\frac{1}{\overline{E}} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \tag{C.5}$$

Et où l'expression du rayon d'empreinte a est donnée dans [Fathallah 1994] par :

$$a = \frac{D}{2} \cdot \left(\frac{5}{8}\pi \cdot \rho_m \cdot \frac{V^2}{\overline{E}} \right)^{1/5} \tag{C.6}$$

Avec :

$$\begin{cases} E_1 & : \text{Module d'Young du matériau du massif} \\ E_2 & : \text{Module d'Young du matériau de la bille} \\ \nu_1 & : \text{Coefficient de Poisson du matériau du massif} \\ \nu_2 & : \text{Coefficient de Poisson du matériau de la bille} \\ \rho_m & : \text{Masse volumique du matériau de la bille} \\ V & : \text{Vitesse d'impact} \end{cases}$$

Ainsi la pression maximale de Hertz est donnée par la relation :

$$P_{max} = 4 \cdot \left(\frac{5}{8}\rho_m \cdot \frac{\overline{E}^4 \cdot V^2}{\pi^4} \right)^{1/5} \tag{C.7}$$

La modélisation du grenaillage suppose que le chargement élastique durant le traitement est défini à partir des composantes radiale et axiale du chargement de Hertz par :

$$\Sigma^{el}(z) = \Sigma^H_{rr}(z) - \Sigma^H_{zz}(z) \tag{C.8}$$

C.2 Comportement local

C.2.1 Généralités

À l'échelle de la structure, les grandeurs sont notées :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\Sigma}}^{el} & : \text{Tenseur des contraintes élastiques} \\ \underline{\underline{\Sigma}}^{R} & : \text{Tenseur des contraintes résiduelles} \\ \underline{\underline{\Sigma}} & : \text{Tenseur des contraintes globales} \\ \underline{\underline{E}}^{el} & : \text{Tenseur des déformations élastiques} \\ \underline{\underline{E}}^{inel} & : \text{Tenseur des déformations inélastiques} \\ \underline{\underline{E}}^{p} & : \text{Tenseur des déformations plastiques} \\ \underline{\underline{E}} & : \text{Tenseur des déformations globales} \\ \underline{\underline{M}} & : \text{Tenseur des modules d'élasticité} \\ \underline{\underline{Y}} & : \text{Tenseur des paramètres transformés pour la structure} \end{cases}$$

La réponse générale d'une structure caractérisée par la donnée des champs de contraintes, de déplacements et de déformations peut être définie au moyen des contraintes résiduelles globales et des déformations plastiques globales par :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\Sigma}} = \underline{\underline{\Sigma}}^{el} + \underline{\underline{\Sigma}}^{R} \\ \underline{\underline{E}} = \underline{\underline{E}}^{el} + \underline{\underline{E}}^{inel} \end{cases} \tag{C.9}$$

Avec :

$$\begin{cases} \underline{\underline{E}}^{el} = \underline{\underline{M}} \cdot \underline{\underline{\Sigma}}^{el} \\ \underline{\underline{E}}^{inel} = \underline{\underline{M}} \cdot \underline{\underline{\Sigma}}^{R} + \underline{\underline{E}}^{p} \end{cases} \tag{C.10}$$

À l'échelle des sous-éléments d'une microstructure, les grandeurs sont notées :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\sigma}} & : \text{Tenseur des contraintes locales} \\ \underline{\underline{\alpha}} & : \text{Tenseur des paramètres internes caractérisant la déformation plastique locale} \\ \underline{\underline{y}} & : \text{Tenseur des paramètres transformés représentant l'opposé des contraintes résiduelles locales générées par les déformations plastiques locales} \end{cases}$$

Les grandeurs globales et locales sont liées par l'intermédiaire des matrices :

$$\begin{cases} \underline{\underline{A}} & : \text{Matrice de localisation élastique (elle lie la déformation plastique globale aux déformations plastiques locales)} \\ \underline{\underline{B}} & : \text{Matrice de couplage, définie constante symétrique et positive (elle permet de définir l'énergie élastique bloquée dans les sous-éléments par les micro-contraintes résiduelles)} \end{cases}$$

Les relations qui font intervenir les matrices $\underline{\underline{A}}$ et $\underline{\underline{B}}$ aux échelles globale et locale sont données respectivement par :

$$\begin{cases} \underline{\underline{E}}^{p} = \underline{\underline{A}}^{t} \cdot \underline{\underline{\alpha}} \\ \underline{\underline{Y}} = \underline{\underline{y}} - \underline{\underline{A}} \cdot \underline{\underline{\Sigma}}^{R} \end{cases} \tag{C.11}$$

$$\begin{cases} \underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{A}} \cdot \underline{\underline{\Sigma}} - \underline{\underline{y}} \\ \underline{\underline{y}} = \underline{\underline{B}} \cdot \underline{\underline{\alpha}} \end{cases} \tag{C.12}$$

C.2.2 Loi de comportement proposée par Khabou

Lillamand présente dans [Lillamand 1998] la loi de comportement générale pour caractériser la déformation plastique et l'écrouissage à partir d'un nombre n de mécanismes. Néanmoins il est possible de limiter ce nombre de mécanismes à deux, et de réduire par la même occasion le nombre de constantes à déterminer à cinq. L'application à la modélisation du grenaillage de précontrainte est abordée ici avec ces simplifications, comme dans [Khabou 1989].

Khabou utilise en effet deux mécanismes élémentaires à seuils couplés, sous l'hypothèse d'un écrouissage cinématique linéaire. Ce choix permet de calculer les contraintes résiduelles et déformations plastiques analytiquement.

Le tenseur $\underline{\underline{A}}$ est réduit à un vecteur composé de deux scalaires de la forme :

$$\overrightarrow{A} = \begin{bmatrix} A_1 \\ A_2 \end{bmatrix} \tag{C.13}$$

De même, la dimension du tenseur $\underline{\underline{B}}$ est réduite. Il peut s'écrire comme une matrice carrée d'ordre 2 du type :

$$\underline{\underline{B}} = \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} \\ B_{12} & B_{22} \end{bmatrix} \tag{C.14}$$

Les composantes des tenseurs $\underline{\underline{\alpha}}$, $\underline{\underline{y}}$ et $\underline{\underline{Y}}$ dépendent alors d'une seule variable scalaire et le problème peut se traduire par des relations scalaires simples.

Étant donnée la similitude des déviateurs d'un champ de contraintes de traction simple et du champ de Hertz, utiliser la loi de comportement en traction cyclique pour le grenaillage de précontrainte est raisonnable. Les coefficients constituants la matrice de couplage $\underline{\underline{B}}$ sont donc identifiés à partir de la courbe d'écrouissage cyclique [1]. Celle-ci est caractérisée par cinq paramètres (**Figure C.1**) :

$$\begin{cases} P_0 & : \text{Pente initiale de la courbe d'écrouissage} \\ P_\infty & : \text{Pente de l'asymptote d'écrouissage du matériau} \\ \Sigma_\infty & : \text{Intersection de l'asymptote de la courbe d'écrouissage avec l'axe de chargement} \\ S_0 & : \text{Seuil initial caractérisant le début de plasticité} \\ S_\infty & : \text{Rayon du domaine d'élasticité sur la branche asymptotique} \end{cases}$$

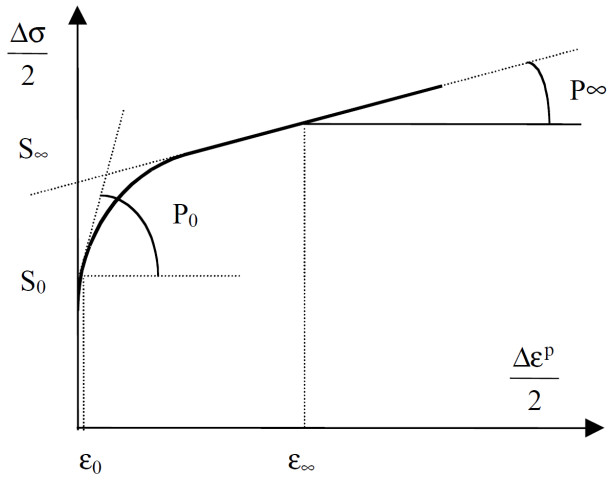


FIGURE C.1 – Identification des paramètres matériau sur la courbe d'écrouissage cyclique [Deslaef 2000]

L'identification des composantes du vecteur $\underline{\underline{A}}$ et de la matrice $\underline{\underline{B}}$ est basée sur la résolution du système d'équations **(C.12)** à partir des hypothèses suivantes :

- Les paramètres transformés initiaux y_1 et y_2 sont nuls ;
- En l'absence de données sur la compression, les seuils en traction et compression sont supposés identiques.

La démonstration est donnée dans [Khabou 1989], et les solutions du problème sont :

$$\vec{A} = \begin{bmatrix} A_1 \\ A_2 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 \\ 0 \end{bmatrix} \tag{C.15}$$

$$\begin{cases} B_{11} = P_0 \\ B_{22} = \dfrac{P_0 - P_\infty}{\Sigma_\infty - S_\infty} \cdot S_\infty \\ B_{12} = (P_0 - P_\infty) \cdot \sqrt{\dfrac{S_\infty}{\Sigma_\infty - S_\infty}} \end{cases} \tag{C.16}$$

1. Elle est obtenue pour une température donnée à partir d'essais de fatigue en déformation imposée.

Avec :

$$\begin{cases} S_0 = \sqrt{S_\infty \cdot \Sigma_\infty} \\ P_0 = k \cdot n \cdot \varepsilon_0^{n-1} \\ P_\infty = \dfrac{3}{2} C \\ \Sigma_\infty = S_\infty - P_\infty \cdot \varepsilon_\infty \end{cases} \tag{C.17}$$

Où C représente le module d'écrouissage cinématique en traction du matériau grenaillé, et les paramètres k et n symbolisent les coefficients d'écrouissage isotrope.

C.3 Écoulement plastique

C.3.1 Généralités

Le critère de plasticité (ou fonction seuil) est figuré dans l'espace des contraintes par un domaine à l'intérieur duquel toute variation de contrainte n'entraîne qu'une déformation élastique. Il est représenté par un convexe noté C dans l'espace des contraintes, ou bien $C(\Sigma)$ dans l'espace des paramètres transformés. Pour simplifier l'écriture de la règle de normalité lorsqu'il y a écoulement plastique, le critère de plasticité de von Mises est utilisé. En notant $\underset{=}{\sigma}_s$ le seuil de plasticité, le critère s'écrit :

$$f(\underset{=}{\sigma}) = \frac{1}{2} \underset{=}{\sigma}^t \cdot \underset{=}{\sigma} - \underset{=}{\sigma}_s^2 \leqslant 0 \tag{C.18}$$

D'après la règle de normalité, la vitesse de déformation plastique est portée par la normale au convexe et dirigée vers son extérieur. Elle est donnée par :

$$\underset{=}{\dot{\varepsilon}}^p = \Lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \underset{=}{\sigma}} \tag{C.19}$$

Avec :

$$\Lambda \begin{cases} = 0 & \text{si } f(\underset{=}{\sigma}) < 0 \\ \\ \geqslant 0 & \text{si } f(\underset{=}{\sigma}) = 0 \end{cases} \tag{C.20}$$

C.3.2 Loi d'écoulement plastique proposée par Khabou

La méthode de calcul proposée dans [Khabou 1989] consiste en trois étapes :

- Déterminer le paramètre R_0 qui gouverne la loi d'écoulement plastique. L'expression du rayon de la sphère R_0 représentant l'espace des paramètres transformés est donnée par :

$$R_0 = \sqrt{\frac{2}{3}} \cdot \sigma_s \tag{C.21}$$

  Où le seuil de plasticité σ_s est pris égal au seuil initial S_0 caractérisant le début de plasticité.

- Déterminer l'état stabilisé pour chaque incrément de profondeur dans le massif. L'état stabilisé est déterminé dans la profondeur z du massif, pour chaque pas de calcul Δh, suivant la valeur prise par le chargement élastique. Il existe trois cas qui correspondent à trois états du matériau :
  — État d'élasticité : $\Sigma^{el}(z) < R_0$.
  Les paramètres transformés initialement supposés nuls le restent :

$$\begin{cases} Y_1(z) = 0 \\ Y_2(z) = 0 \end{cases} \tag{C.22}$$

— État d'adaptation : $R_0 \leqslant \Sigma^{el}(z) < 2R_0$.
L'évolution dans la direction Y_2 est supposée négligeable tandis que celle suivant Y_1 est maximisée :

$$\begin{cases} Y_1(z) = \Sigma^{el}(z) - R_0 \\ Y_2(z) = 0 \end{cases} \tag{C.23}$$

— État d'accommodation : $\Sigma^{el}(z) \geqslant 2R_0$.
Dans l'espace des paramètres transformés, le point représentatif évolue sur la frontière jusqu'à une position limite caractérisée par l'angle θ_L. L'évolution des paramètres transformés est donnée par :

$$\begin{cases} Y_1(z) = R_0 \cdot \left(2 - cos\left(\dfrac{\theta(z)}{2}\right)\right) \\ Y_2(z) = -R_0 \cdot sin\left(\dfrac{\theta(z)}{2}\right) \end{cases} \tag{C.24}$$

Avec :

$$\theta(z) = \begin{cases} \theta_L \cdot \left(\dfrac{\Sigma^{el}(z) - 2R_0}{2R_0 - \Sigma_L}\right) & \text{si} \quad \Sigma^{el}(z) < \Sigma_\infty \\ -\theta_L & \text{sinon} \end{cases} \tag{C.25}$$

Et où l'angle limite θ_L vaut :

$$\theta_L = arctan\left(\frac{\Sigma_\infty - S_\infty}{S_\infty}\right) \tag{C.26}$$

- Calculer les contraintes résiduelles et aux déformations plastiques dans le matériau. À partir de l'hypothèse de MSI et connaissant les paramètres transformés dans l'épaisseur du matériau, les deux distributions dans la profondeur z du massif sont données par :

$$\sigma(z) = -E_1 \cdot \left[\frac{1}{2P_\infty \cdot (1 - \nu_1) + E_1} \cdot \left(Y_1(z) + Y_2(z) \cdot \sqrt{\frac{B_{12}}{B_{22}}}\right)\right] \tag{C.27}$$

$$\varepsilon^p(z) = \frac{1}{\left(B_{11} + \dfrac{E_1}{2(1 - \nu_1)}\right) \cdot B_{22} - B_{12}^2} \cdot \left[B_{22} \cdot \left(Y_1(z) - \sigma(z)\right) - B_{12} \cdot Y_2(z)\right] \tag{C.28}$$

C.4 Application au grenaillage de l'Inconel 718 DA

La méthode de calcul de l'état élastoplastique stabilisé d'un massif grenaillé est implémentée dans un programme codé en langage PYTHON. Elle est basée sur :

- Les hypothèses relatives au choc d'une bille à la surface du massif semi-infini formulées dans [Lillamand 1998] ;
- La formulation pour la pression maximale de Hertz proposée dans [Fathallah 1994] ;
- La formulation pour le rayon d'empreinte donnée dans [Fathallah 1994] ;
- Un modèle uniaxial composé de deux mécanismes à seuils couplés décrit par [Khabou 1989].

L'analyse élastoplastique simplifiée est appliquée à l'Inconel 718 DA, pour les conditions de grenaillage G1 et G2. Les distributions de contraintes résiduelles et de déformations plastique sont calculées sur une épaisseur de 400 μm avec un pas de 0.5 μm. La mise en données est la suivante :

- Les vitesses d'impact proviennent de mesures réalisées à l'IRT M2P. L'équipement utilisé est un Shotmeter G-3 : il est composé d'un capteur et d'un contrôleur relié à un ordinateur. La mesure

de la vitesse s'effectue à une distance de 200 mm [2]. Les vitesses mesurées pour les conditions de grenaillage G1 et G2 valent respectivement : $V_{G1} = 35$ m.s^{-1} et $V_{G2} = 65$ m.s^{-1}.

- Propriétés du matériau grenaillé (Inconel 718 DA) :
  — Comportement élastique :

$$\begin{cases} \text{Coefficient de Poisson} & : \quad \nu_1 = 0.3 \\ \text{Module d'Young} & : \quad E_1 = 222 \text{ GPa} \end{cases}$$

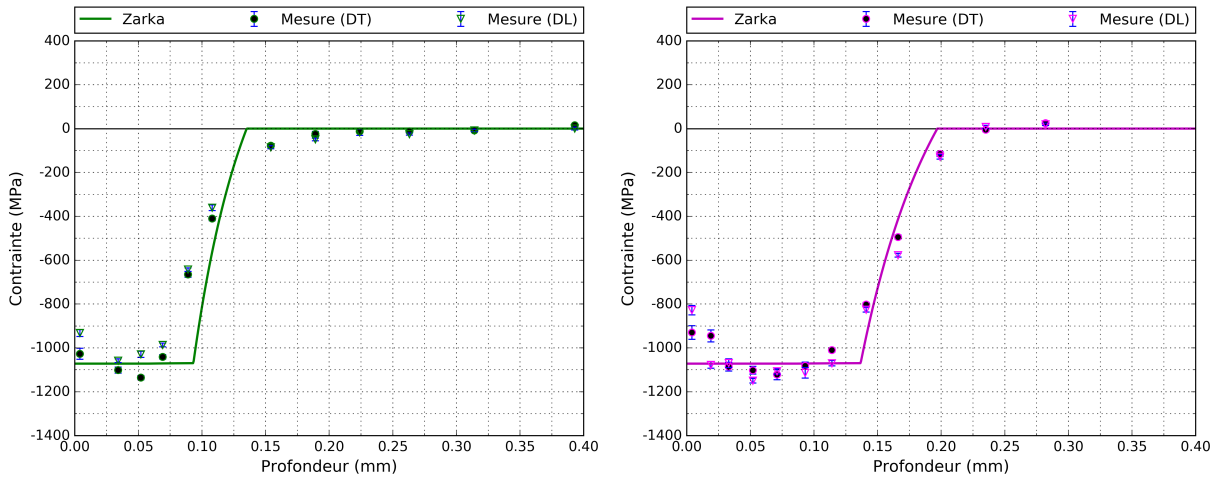
  — Comportement plastique (donné dans [Goulmy 2017b]) :

$$\begin{cases} \text{Module d'écrouissage cinématique} & : \quad C = 800 \\ \text{Coefficients d'écrouissage isotrope} & : \quad k = 400 \text{ et } n = 0.4 \\ \text{Amplitude de déformation initiale} & : \quad \varepsilon_0 = 2.5 \cdot 10^{-3} \\ \text{Amplitude de déformation limite} & : \quad \varepsilon_\infty = 6.0 \cdot 10^{-2} \\ \text{Limite élastique} & : \quad S_0 = 1320 \text{ MPa} \end{cases}$$

- Propriétés de la grenaille (billes S130) :

$$\begin{cases} \text{Masse volumique} & : \quad \rho_m = 7600 \text{ kg.m}^{-3} \\ \text{Module d'Young} & : \quad E_2 = 210 \text{ GPa} \\ \text{Coefficient de Poisson} & : \quad \nu_2 = 0.3 \\ \text{Diamètre} & : \quad D = 315\ \mu\text{m} \end{cases}$$

Sur la **Figure C.2**, les résultats de calculs sont comparés à ceux des analyses de contraintes par DRX sur les plaques planes d'épaisseur 10 mm, pour les deux conditions de grenaillage.



(a) Condition G1

(b) Condition G2

FIGURE C.2 – Calcul du profil massif semi-infini par analyse élastoplastique simplifiée sur Inconel 718 DA

2. Pour rappel, la distance de travail pour la campagne expérimentale sur Inconel 718 DA est de 180 mm.

Annexe D

Analyses de contraintes par DRX

D.1 Traitement des diffractogrammes

D.1.1 Avant-propos

La méthode de détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X a été introduite au cours de la synthèse bibliographique dans la **Partie I–2** : pour une famille de plans $\{hkl\}$ et une orientation Φ de l'échantillon données, une analyse de contraintes va consister à réaliser l'acquisition de n diffractogrammes relatifs à n valeurs d'angles Ψ. Sur la base de ces n diffractogrammes, la mesure des écarts de position des pics mesurés avec celle du matériau non contraint permet de remonter aux déformations élastiques puis aux contraintes résiduelles dans le matériau analysé.

Le traitement d'un diffractogramme consiste donc à déterminer la position du pic de diffraction. La chaîne de calculs est représentée sur la **Figure D.1**, avec dans l'ordre :

- La correction des intensités par le facteur de Lorentz-Polarisation LP.
- La correction des intensités par soustraction du bruit de fond BF.
- Le lissage du pic de diffraction par une fonction pseud-Voigt PV : à partir de la déconvolution du doublet K_α, la position du pic est déterminée pour le rayonnement $K_{\alpha 1}$.
- La correction de la position du pic à partir d'une analyse de contraintes sur poudre.

À partir du traitement des n diffractogrammes comme sur la **Figure D.2a**, le calcul de la contrainte normale σ_Φ et du cisaillement τ_Φ est réalisé par la méthode des $sin^2(\Psi)$, et illustré sur la **Figure D.2b**.

Dans le cadre de l'étude, l'approche complète est implémentée dans un outil codé en langage PYTHON. Si la méthode des $sin^2(\Psi)$ pour le calcul des contraintes est détaillée dans la **Partie I–2.3.3**, l'objectif ici est d'apporter davantage de précisions sur le formalisme utilisé pour le traitement des diffractogrammes.

D.1.2 Correction de Lorentz-Polarisation

Dans le cas où aucun monochromateur n'est utilisé, le facteur de Lorentz-Polarisation LP utilisé pour les analyses de contraintes s'écrit [Warren 1950] :

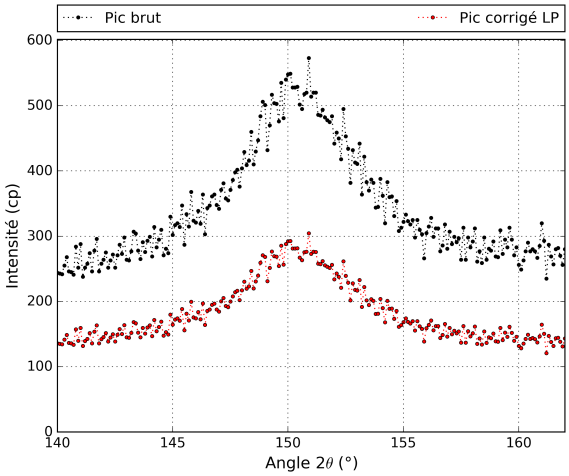
$$LP(2\theta) = \frac{1 + cos^2(2\theta)}{sin^2(\theta)} \tag{D.1}$$

En notant H_B l'intensité brute avant correction, et H_{LP} l'intensité corrigée du facteur LP, alors l'intensité corrigée s'exprime par [Cullity 1978] :

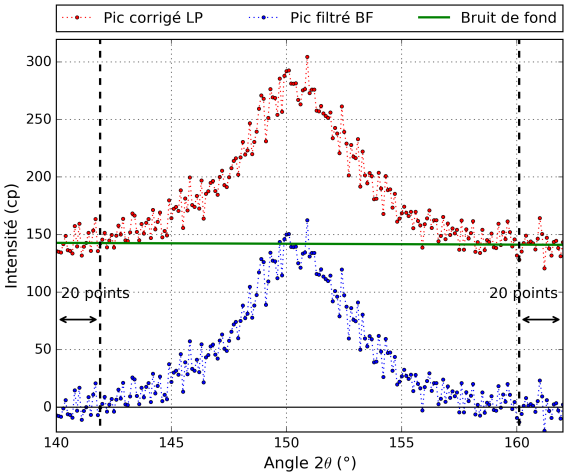
$$H_{LP}(2\theta) = \frac{1}{LP(2\theta)} \cdot H_B(2\theta) \tag{D.2}$$

D.1.3 Élimination du bruit de fond

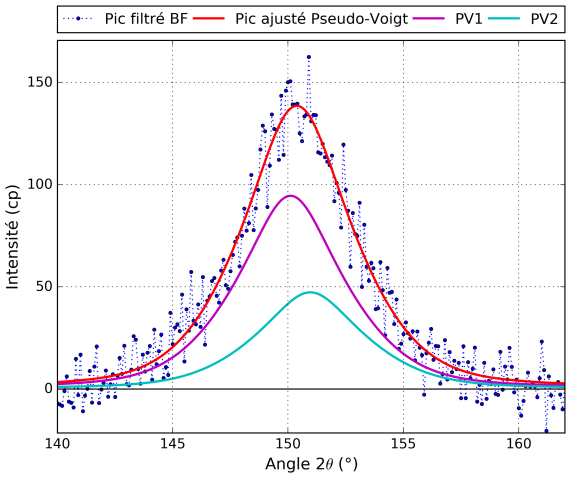
Le bruit de fond est estimé par régression linéaire à partir de N points situés aux deux extrémités du diffractogramme. Le coefficient directeur et l'ordonnée à l'origine de la droite ajustée sur les $2N$ points de mesure sont notés respectivement A et B.



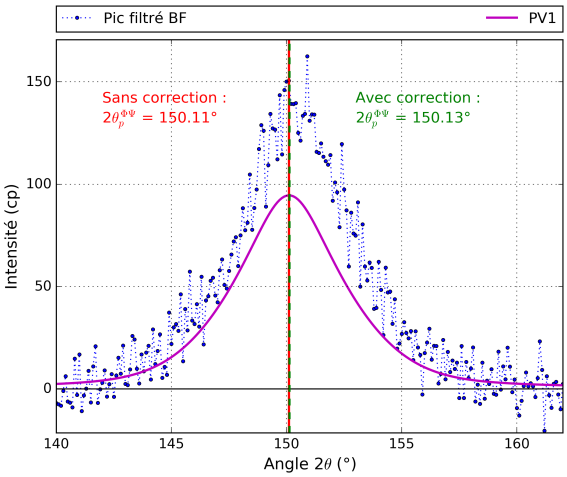
(a) Correction de Lorentz-Polarisation (LP)



(b) Soustraction du bruit de fond (BF)

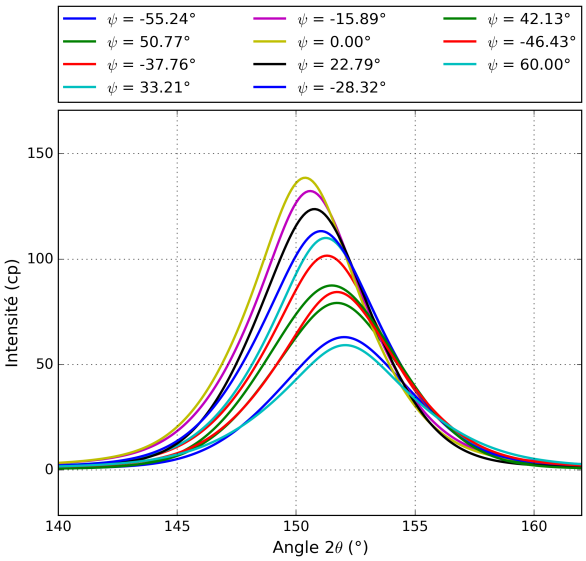


(c) Lissage du pic et déconvolution du doublet K_α

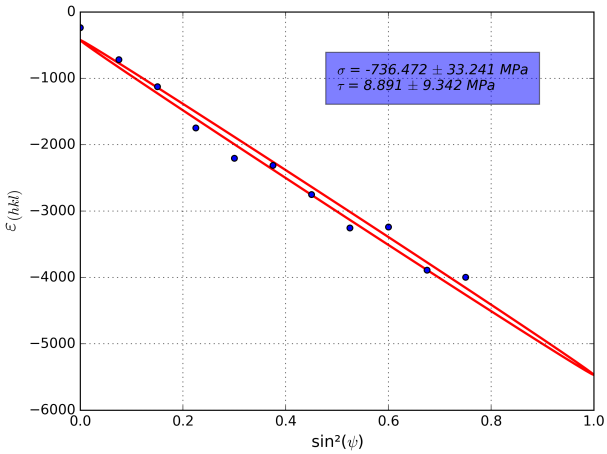


(d) Correction de la position du pic $K_{\alpha 1}$

FIGURE D.1 – Représentation des étapes de calculs pour le traitement d'un diffractogramme



(a) Résultat du lissage des n pics de diffraction



(b) Calcul des contraintes par régression elliptique

FIGURE D.2 – Représentation du calcul des contraintes par la méthode des $sin^2(\Psi)$

L'intensité filtrée H_{BF} est obtenue en retranchant le bruit de fond à chacune des intensité H_{LP} :

$$H_{BF}(2\theta) = H_{LP}(2\theta) - BF(2\theta) \tag{D.3}$$

Avec :

$$BF(2\theta) = A \cdot 2\theta + B \tag{D.4}$$

D.1.4 Lissage des pics de diffraction

Le lissage des pics de diffraction est obtenu après ajustement par moindres carrés d'une loi profil de type pseudo-Voigt sur les diffractogrammes. La fonction de lissage utilisée est définie comme la somme de deux fonctions de type pseudo-Voigt tenant compte du doublet $K_{\alpha 1}$–$K_{\alpha 2}$. Elle est notée F et s'écrit :

$$\boxed{F = PV_1 + PV_2} \tag{D.5}$$

Classiquement, une fonction pseudo-Voigt PV est définie comme la somme des fonctions de Gauss et de Lorentz (notées respectivement G et L) :

$$\boxed{PV = \eta \cdot G + (1 - \eta) \cdot L} \tag{D.6}$$

Avec η un facteur de proportionnalité tel que :

$$\eta = \begin{cases} 0 & \text{si la fonction pseudo-Voigt est une lorentzienne} \\ 1 & \text{si la fonction pseudo-Voigt est une gaussienne} \end{cases}$$

De manière générale les fonctions G et L sont définies à partir d'un paramètre de forme caractéristique D, d'une amplitude A et d'un écart à la moyenne s. En notant D_G et D_L les paramètres de forme des fonctions de Gauss et de Lorentz respectivement, et en supposant les paramètres A et s identiques pour les deux distributions, alors la formulation des deux fonctions est donnée par :

$$\begin{cases} G(s, A, D_G) & = & A \cdot exp\Big(-\Big(\dfrac{s}{D_G}\Big)^2\Big) \\ L(s, A, D_L) & = & \dfrac{A}{1 + \Big(\dfrac{s}{D_L}\Big)^2} \end{cases} \tag{D.7}$$

Dans le cas du traitement des données de diffraction, la valeur moyenne des distributions gaussienne et lorentzienne correspond à la position angulaire du pic de diffraction $2\theta_p^{\Phi\Psi}$ sur lequel l'ajustement est réalisé. Par conséquent, l'écart à la moyenne s'écrit :

$$s = 2\theta - 2\theta_p^{\Phi\Psi} \tag{D.8}$$

Alors fonction pseudo-Voigt de l'équation **(D.6)** devient :

$$\boxed{PV\Big(2\theta, 2\theta_p^{\Phi\Psi}, A, D_G, D_L, \eta\Big) = \eta \cdot G\Big(2\theta, 2\theta_p^{\Phi\Psi}, A, D_G, D_L\Big) + (1 - \eta) \cdot L\Big(2\theta, 2\theta_p^{\Phi\Psi}, A, D_G, D_L\Big)} \tag{D.9}$$

De plus, des relations linéaires sont données dans [Marty 1996] pour lier les paramètres de forme D_G et D_L avec les deux largeurs de corde caractéristiques et communes aux fonctions de Gauss et de Lorentz : la largeur à mi-hauteur Γ et la largeur intégrale β. Ces relations s'écrivent :

- Pour la gaussienne :

$$\begin{cases} \Gamma & = & 2 \cdot \sqrt{ln(2)} \cdot D_G \\ \beta & = & \sqrt{\pi} \cdot D_G \end{cases} \tag{D.10}$$

- Pour la lorentzienne :

$$\begin{cases} \Gamma &= 2 \cdot D_L \\ \beta &= \pi \cdot D_L \end{cases} \tag{D.11}$$

Pour exprimer les paramètres de forme D_G et D_L, le choix de la largeur de corde Γ ou β importe peu car la formulation de la fonction de lissage PV est la même.

Par conséquent, afin que les deux fonctions sommées G et L aient un paramètre de forme de même nature, le choix est fait de travailler à partir de la largeur intégrale Γ. Ce qui conduit, à partir de l'équation **(D.9)**, à une pseudo-formulation de la fonction pseudo-Voigt donnée par :

$$\boxed{PV\left(2\theta, 2\theta_p^{\Phi\Psi}, A, \Gamma, \eta\right) = \eta \cdot G\left(2\theta, 2\theta_p^{\Phi\Psi}, A, \Gamma\right) + (1-\eta) \cdot L\left(2\theta, 2\theta_p^{\Phi\Psi}, A, \Gamma\right)} \tag{D.12}$$

Soit :

$$PV\left(2\theta, 2\theta_p^{\Phi\Psi}, A, \Gamma, \eta\right) = \eta \cdot A \cdot exp\left[-4 \cdot ln(2) \cdot \left(\frac{2\theta - 2\theta_p^{\Phi\Psi}}{\Gamma}\right)^2\right] + (1-\eta) \cdot \frac{A}{1 + 4 \cdot \left(\frac{2\theta - 2\theta_p^{\Phi\Psi}}{\Gamma}\right)^2} \tag{D.13}$$

Reste à présent à exprimer les deux fonctions pseudo-Voigt PV_1 et PV_2 introduites dans la formulation de la fonction de lissage F à l'équation **(D.5)**, et associées respectivement à la contribution des raies $K_{\alpha 1}$ et $K_{\alpha 2}$

Dans le cadre de l'étude, la fonction de lissage F des pics de diffraction tient compte de la composition spectrale du faisceau issu du tube en décrivant le doublet K_α à partir des hypothèses de Rachinger [Rachinger 1948]. Ces hypothèses supposent que les deux distributions spectrales de $K_{\alpha 1}$ et $K_{\alpha 2}$ ont la même forme avec un rapport d'intensité égal à 2. Si le facteur 2 est une excellente hypothèse pour les rayonnements utilisés classiquement (Cu, Co, Cr et Mn) [Thompson 2001], la forme identique est une hypothèse plus discutable [Mittemeijer 2013].

Puisque le rapport d'intensité entre les deux distributions spectrales est égal à 2, les amplitudes A des fonctions PV_1 et PV_2 valent respectivement H et $\frac{H}{2}$. Le paramètre H correspondant à la hauteur nette du pic de diffraction.

De plus, si $2\theta_1$ est la position du pic pour la raie $K_{\alpha 1}$, $2\theta_2$ celle pour la raie $K_{\alpha 2}$, alors la distance Δ entre les pics $K_{\alpha 1}$ et $K_{\alpha 2}$ s'écrit :

$$\Delta = 2\theta_2 - 2\theta_1 \tag{D.14}$$

Indépendamment de la valeur prise par les angles $2\theta_1$ et $2\theta_2$ sur le diffractogramme, la distance Δ reste constante. Elle peut d'ailleurs d'ores et déjà être déduite de la loi de Bragg donnée à l'équation **(I.7)**. En fixant arbitrairement $2\theta_1$ comme l'angle moyen sur le diffractogramme, il vient :

$$\begin{cases} 2\theta_1 &= \dfrac{2\theta_{min} + 2\theta_{max}}{2} \\ 2\theta_2 &= 2 \cdot arcsin\left(\dfrac{\lambda_{K\alpha 2}}{\lambda_{K\alpha 1}} \cdot sin(\theta_1)\right) \end{cases} \tag{D.15}$$

Avec :

$$\begin{cases} 2\theta_{min} & : \text{Valeur minimale prise par l'angle } 2\theta \text{ sur le diffractogramme ;} \\ 2\theta_{max} & : \text{Valeur maximale prise par l'angle } 2\theta \text{ sur le diffractogramme ;} \\ \lambda_{K\alpha 1}, \lambda_{K\alpha 2} & : \text{Longueurs d'ondes du doublet } K_\alpha. \end{cases}$$

Enfin, dans le cadre d'une analyse de contraintes, il est précisé dans la **Partie I–2.3** que seul le déplacement du pic de diffraction présente un intérêt : un biais systématique par rapport au barycentre n'a pas d'influence sur le résultat. C'est pourquoi, à partir de la déconvolution du doublet K_α, la position du pic de diffraction $2\theta_p^{\Phi\Psi}$ est assimilée à celle pour le rayonnement $K_{\alpha 1}$.

Ainsi les fonctions pseudo-Voigt PV_1 et PV_2 s'écrivent :

$$\boxed{\begin{cases} PV_1 &= PV\left(2\theta, 2\theta_p^{\Phi\Psi}, H, \Gamma, \eta\right) \\ PV_2 &= PV\left(2\theta, 2\theta_p^{\Phi\Psi} + \Delta, \dfrac{H}{2}, \Gamma, \eta\right) \end{cases}} \tag{D.16}$$

L'ajustement de la fonction F par régression non linéaire sur un diffractogramme permet ainsi de déterminer quatre paramètres : la position $2\theta_p^{\Phi\Psi}$ du pic de diffraction, la hauteur nette H, la largeur intégrale Γ, et la proportion de gaussienne η. Quant à la largeur à mi-hauteur β du pic de diffraction, elle est accessible à partir d'un nouvel ajustement de la fonction F sur les points de mesure en exprimant les paramètres de forme D_G et D_L en fonction de β.

D.1.5 Correction de la position des pics de diffraction

D.1.5.1 Principe

Les analyses de contraintes par diffraction des rayons X nécessitent un réglage précis du goniomètre pour assurer un alignement du faisceau de rayons X et un positionnement de l'échantillon corrects. Si le réglage du goniomètre est parfait, la position d'un pic de diffraction dans un matériau non contraint est supposée être constante quelle que soit la rotation Ψ imposée. Par conséquent, dans le cas d'une poudre métallique, la pente de la courbe $2\theta_p^{\Phi\Psi} = f(sin^2(\Psi))$ doit être nulle. Or dans la réalité c'est rarement le cas : les réglages sont délicats et ne permettent pas d'éliminer entièrement l'erreur de mesure introduite par la géométrie du montage. C'est pourquoi la norme [E915 2010] recommande de procéder à une correction de la position des pics de diffraction, dite correction de poudre.

À partir d'une analyse de contraintes sur poudre, le résultat de la régression linéaire sur les points de la courbe $2\theta_p^{\Phi\Psi} = f(sin^2(\Psi))$ donne une pente A non nulle. La méthode consiste donc à retrancher la valeur de la pente à la position du pic $2\theta_p^{\Phi\Psi}$ de l'échantillon pour corriger les effets de la géométrie du montage. La position du pic corrigée est donnée par :

$$\left[2\theta_p^{\Phi\Psi}\right]_{Corrigee} = 2\theta_p^{\Phi\Psi} - A \cdot sin^2(\Psi) \tag{D.17}$$

D.1.5.2 Application avec une poudre Cu

Dans le cadre du traitement des diffractogrammes pour l'Inconel 718 DA, la correction est réalisée à partir des résultats d'une analyse de contraintes sur une poudre de cuivre (Cu) [1].

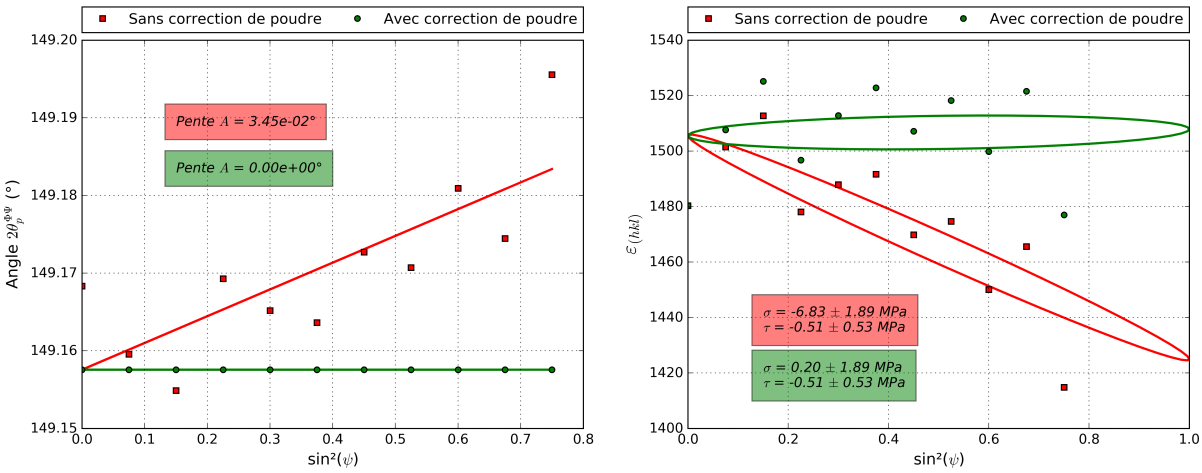
Lors de l'analyse la famille de plans {311} est sélectionnée, et les conditions opératoires sont comparables à celles sur l'alliage base nickel présentées dans le **Tableau II.3**, excepté le temps de comptage qui est réduit à 10 secondes.

1. Conformément à la norme [E915 2010], cinq analyses de contraintes sont réalisées sur la poudre. L'analyse utilisée pour la correction correspondra à celle où la contrainte s'approche le plus de la contrainte moyenne établie à partir des cinq mesures.

Pour le traitement des diffractogrammes, les données sur le cuivre sont extraites de [Eigenmann 1996]. Le paramètre de maille non contraint dans le système CFC vaut $a_0 = 0.3615$ nm, et les CER valent :

$$\begin{cases} \frac{1}{2}S_2^{\{311\}} & = & 11.79 \times 10^{-6}\ \mathrm{MPa}^{-1} \\ S_1^{\{311\}} & = & -3.13 \times 10^{-6}\ \mathrm{MPa}^{-1} \end{cases}$$

Si le calcul sur poudre est destiné à corriger les résultats des analyses sur Inconel 718 DA, un moyen simple de s'assurer de l'exactitude de la correction consiste à l'appliquer à la poudre elle-même : en toute rigueur, après correction, la contrainte calculée dans la poudre est nulle. La correction de la position des pics de diffraction et l'effet sur la régression elliptique sont représentés sur les **Figures D.3a** et **D.3b** respectivement. Avec la correction de poudre : la pente $2\theta_p^{\Phi\Psi} = f(sin^2(\Psi))$ devient nulle et la contrainte est quasi nulle.



(a) Correction de la position des pics de diffraction

(b) Effet de la correction sur le calcul des contraintes

FIGURE D.3 – Correction des effets de la géométrie du montage sur poudre Cu

D.2 Résultats d'analyses sur plaques planes

D.2.1 Grenaillage uniforme G1

Les résultats d'analyses par diffraction des rayons X dans la profondeur des échantillons en Inconel 718 DA grenaillés G1 sont fournis sur la **Figure D.4** pour :

- 1 éprouvette d'épaisseur H = 10 mm et 2 éprouvettes lorsque H = 5 et 2 mm ;
- Deux directions d'analyses $\Phi = 0^\circ$ et $\Phi = 90^\circ$, respectivement DL et DT ;
- Des enlèvements de matière circulaires de 6 mm de diamètre ;
- Des profils de contraintes normales σ_Φ corrigés de l'enlèvement de matière.
- Des distributions de largeurs de corde définies avec :
  - Des asymptotes horizontales grisées à 2.90° et 1.90° représentant respectivement la largeur intégrale et la FWHM du matériau de base ;
  - Pour chaque point de mesure, des valeurs moyennées sur les 11 angles Ψ [2] ;
  - Des barres d'erreur représentent ± 1 écart-type ;
  - Pour chaque angle Ψ, une largeur de corde de l'ensemble $K_{\alpha 1}$ et $K_{\alpha 2}$ correspondant au paramètre de forme de la fonction pseud-Voigt utilisée pour l'ajustement du pic de diffraction.

La comparaison de ces résultats d'analyses avec ceux présentés dans la **Partie II–4.3.1** pour les échantillons grenaillés G2 permet d'observer l'effet des paramètres procédé sur les profils de contraintes résiduelles. De façon analogue à ce qui est décrit dans [Macherauch 1987] (**Partie I–1.1.3.4**), l'augmentation du taux de recouvrement et de l'intensité Almen se traduisent par une augmentation de la profondeur affectée h_0 (entre 50 et 100 μm), une augmentation du maximum de compression σ_C (entre 50 et 100 MPa en valeur absolue), et un déplacement de celui-ci vers l'intérieur de la pièce (environ 40 μm).

Si les niveaux de largeurs de corde mesurés en surface sont équivalents pour les deux conditions de grenaillage, en revanche la condition G2 provoque un décalage de la profondeur affectée vers le cœur de la pièce.

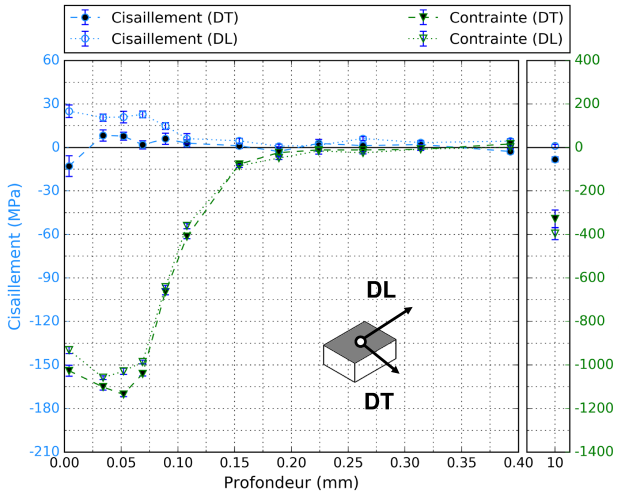
D.2.2 Grenaillage partiel G1

D.2.2.1 Résultat des analyses en surface

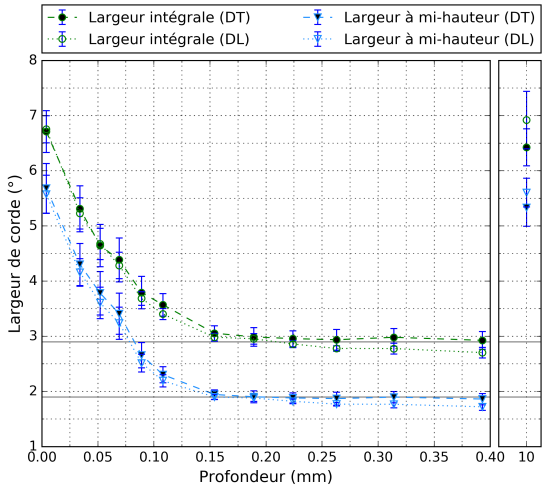
Des analyses de contraintes sont réalisées à la surface des plaques planes en Inconel 718 DA grenaillées partiellement avec la condition G1. Les résultats sont donnés sur la **Figure D.5**, avec :

- Pour une plaque d'épaisseur H = 10 mm : deux points de mesure de part et d'autre de l'interface entre les zones grenaillée et non grenaillée.
- Pour les plaques d'épaisseur H = 5 mm et H = 2 mm : une quantité d'éprouvettes doublée, et trois points de mesure de part et d'autre de l'interface entre les zones grenaillée et non grenaillée.

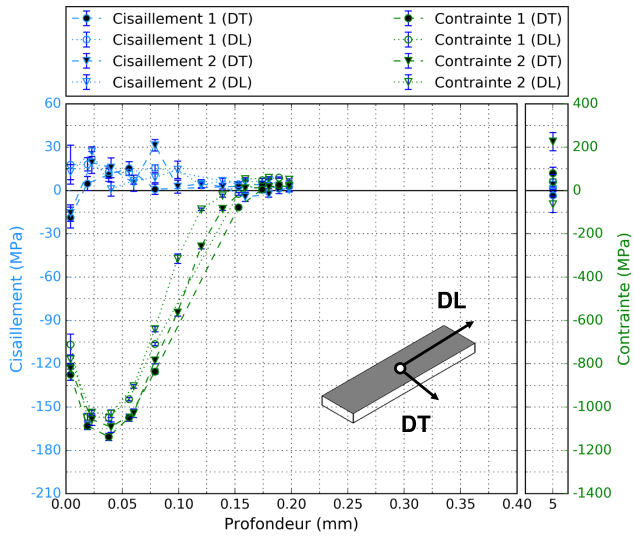
2. Afin de tenir compte de la statistique d'échantillonnage du matériau.



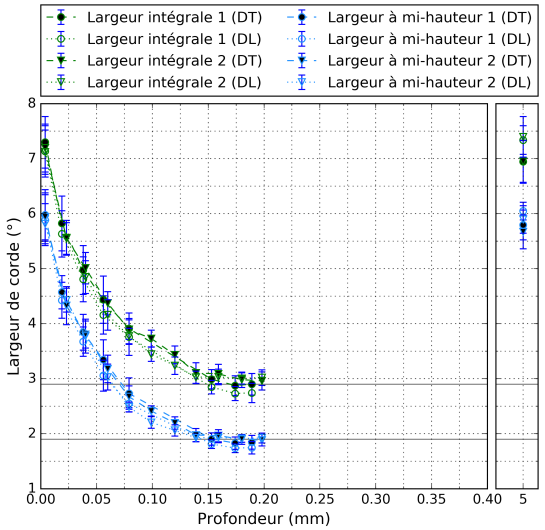
(a) H = 10 mm : profils de contraintes



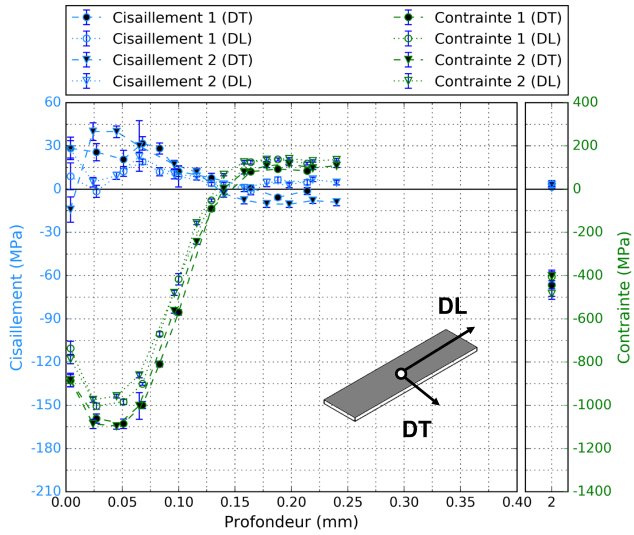
(b) H = 10 mm : profils de largeurs de corde



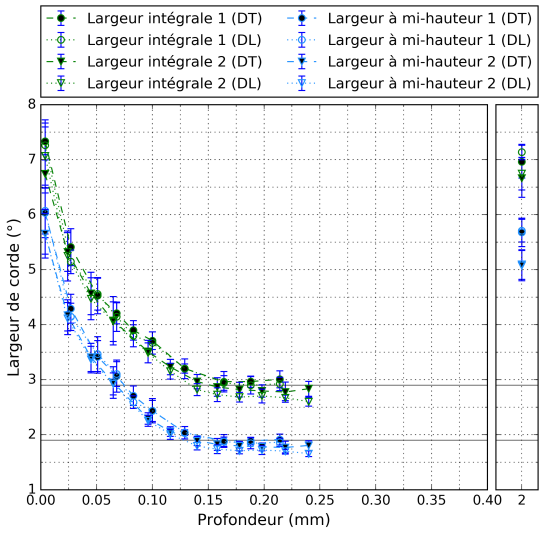
(c) H = 5 mm : profils de contraintes



(d) H = 5 mm : profils de largeurs de corde

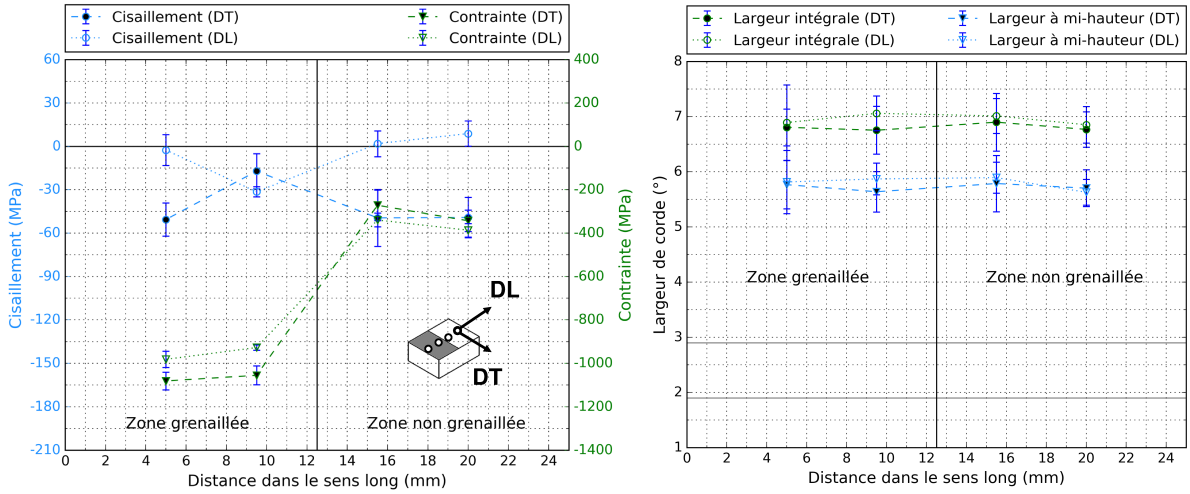


(e) H = 2 mm : profils de contraintes



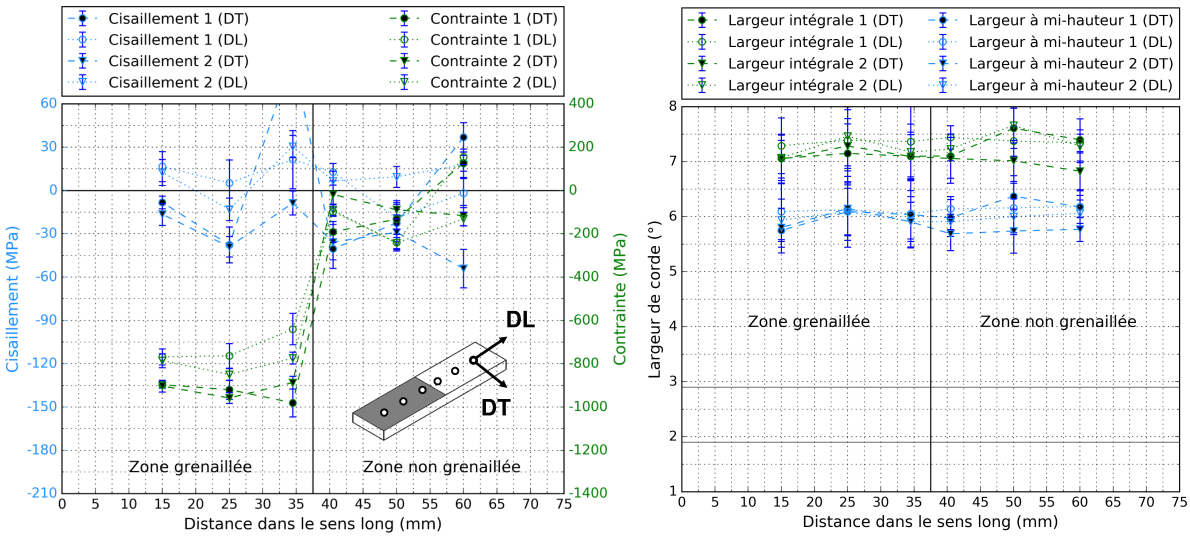
(f) H = 2 mm : profils de largeurs de corde

FIGURE D.4 – Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur d'échantillons plans d'épaisseur H grenaillés uniformément avec la condition G1



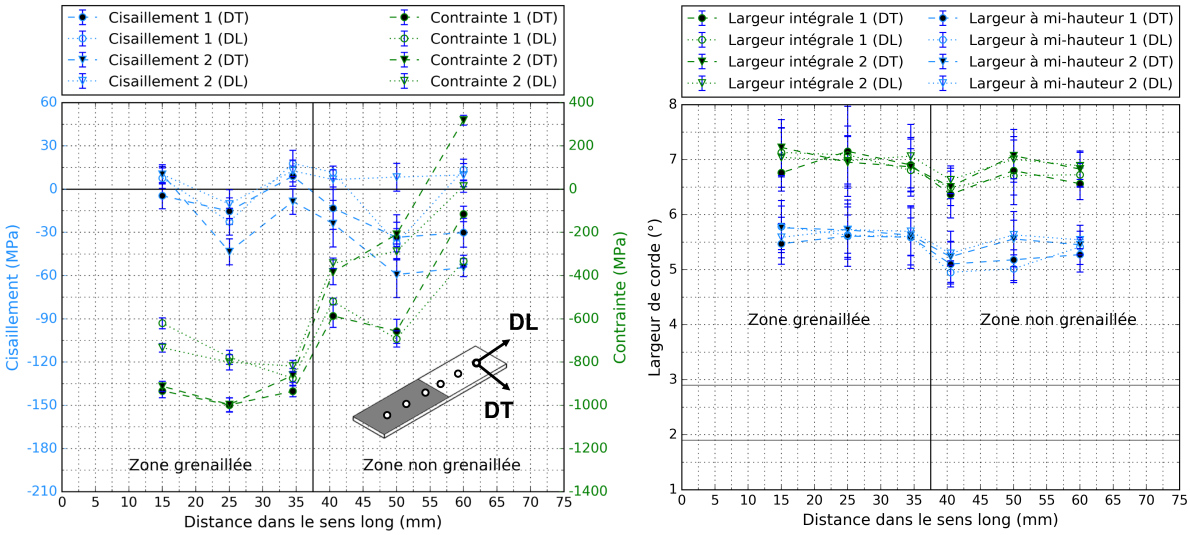
(a) H = 10 mm : profils de contraintes

(b) H = 10 mm : profils de largeurs de corde



(c) H = 5 mm : profils de contraintes

(d) H = 5 mm : profils de largeurs de corde



(e) H = 2 mm : profils de contraintes

(f) H = 2 mm : profils de largeurs de corde

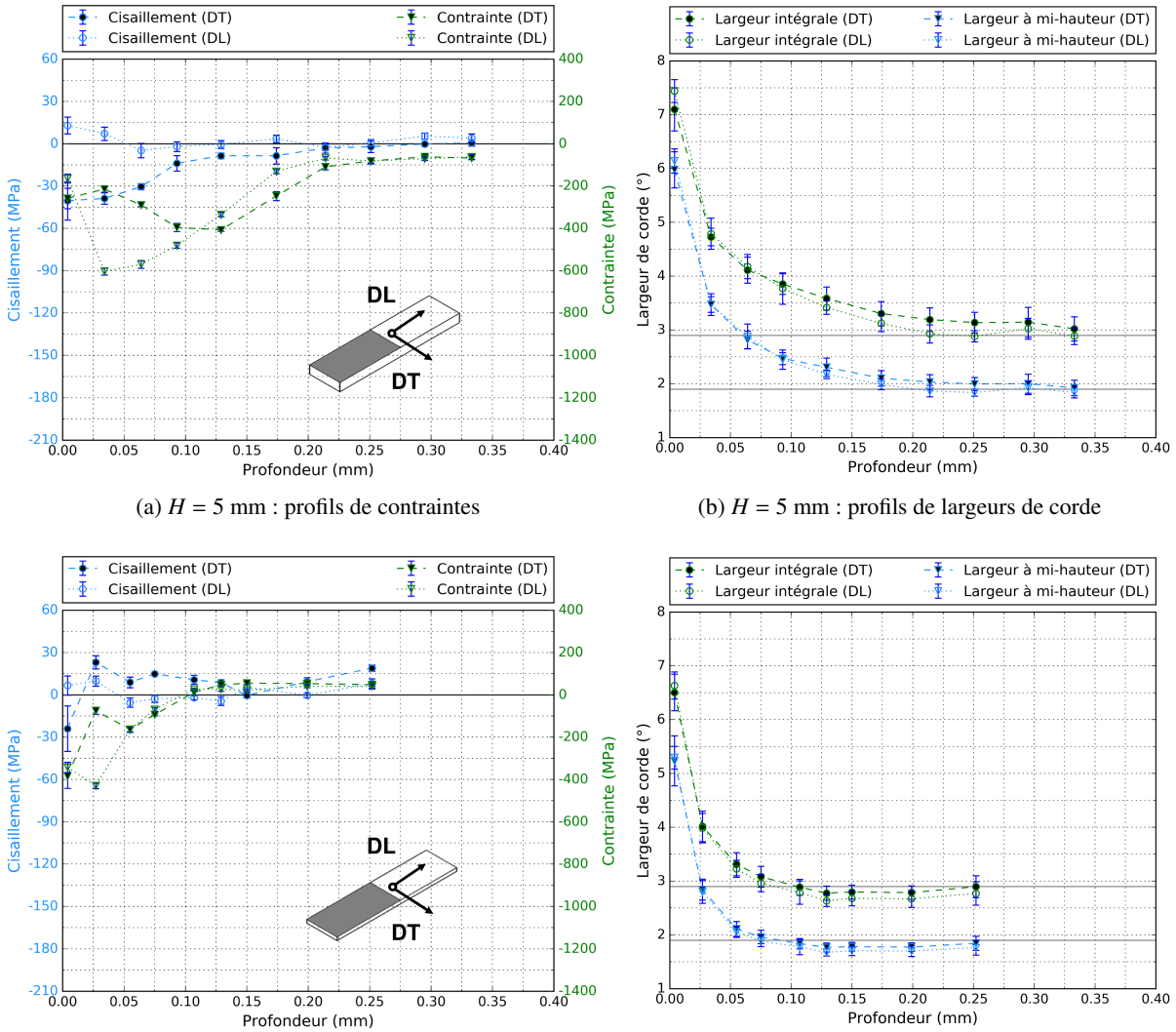
FIGURE D.5 – Résultat des analyses de contraintes en surface d'échantillons plans d'épaisseur H grenaillés partiellement avec la condition G1

D.2.2.2 Résultat des analyses dans la profondeur

Des analyses de contraintes sont réalisées dans la profondeur de 5 plaques planes en Inconel 718 DA grenaillées partiellement avec la condition G1, dans deux zones différentes :

- Soit dans la zone grenaillée, à 3 mm de l'interface, pour les trois épaisseurs de plaques.
- Soit dans la zone non grenaillée, à 3 mm de l'interface, pour deux plaques planes d'épaisseur H égale à 5 mm et 2 mm.

Les résultats d'analyses dans la zone grenaillée sont donnés sur la **Figure D.7**, et ceux dans la zone non grenaillée sont donnés sur la **Figure D.6**.



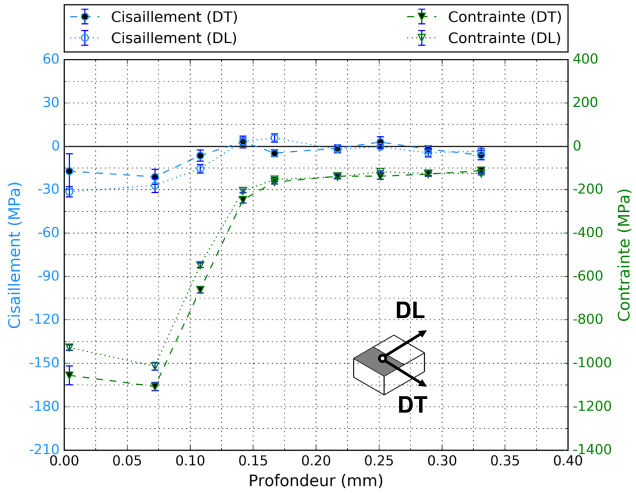
(a) H = 5 mm : profils de contraintes

(b) H = 5 mm : profils de largeurs de corde

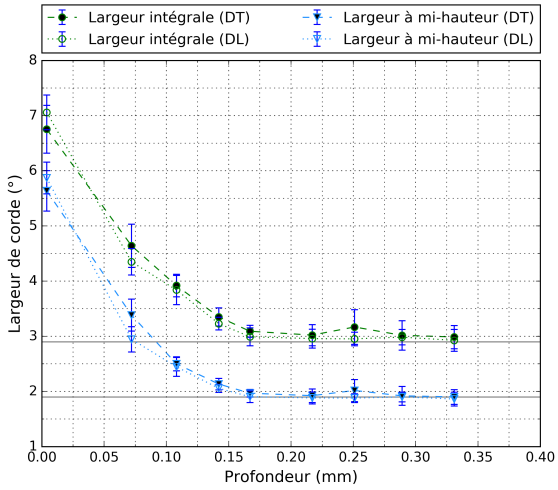
(c) H = 2 mm : profils de contraintes

(d) H = 2 mm : profils de largeurs de corde

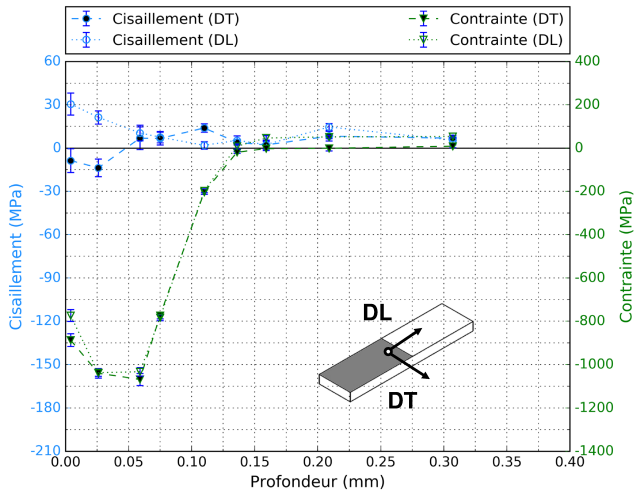
FIGURE D.6 – Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur de la zone non grenaillée d'échantillons plans d'épaisseur H traités partiellement avec la condition G1



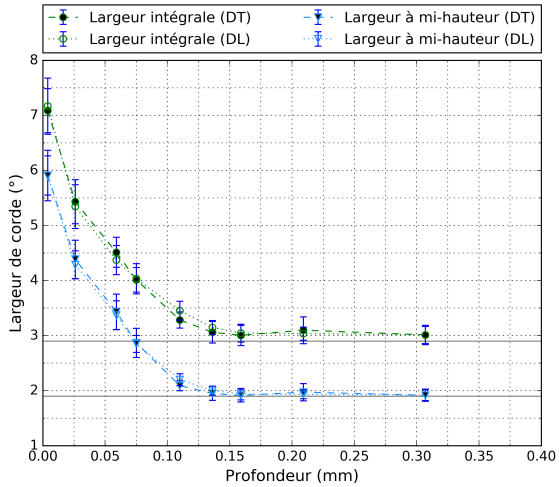
(a) H = 10 mm : profils de contraintes



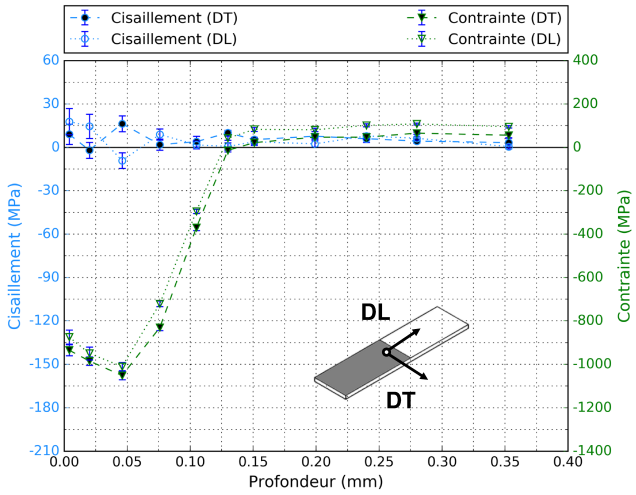
(b) H = 10 mm : profils de largeurs de corde



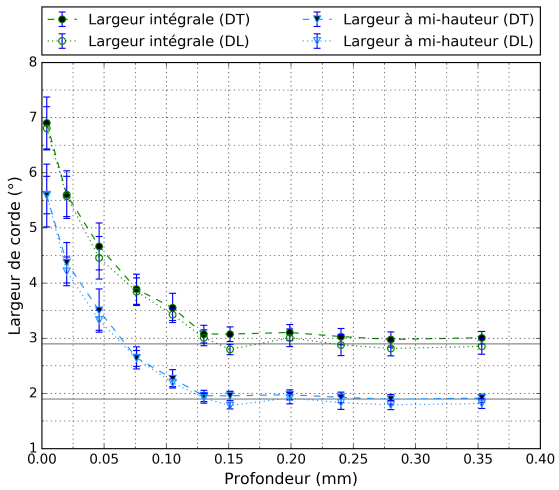
(c) H = 5 mm : profils de contraintes



(d) H = 5 mm : profils de largeurs de corde



(e) H = 2 mm : profils de contraintes



(f) H = 2 mm : profils de largeurs de corde

FIGURE D.7 – Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur de la zone grenaillée d'échantillons plans d'épaisseur H traités partiellement avec la condition G1

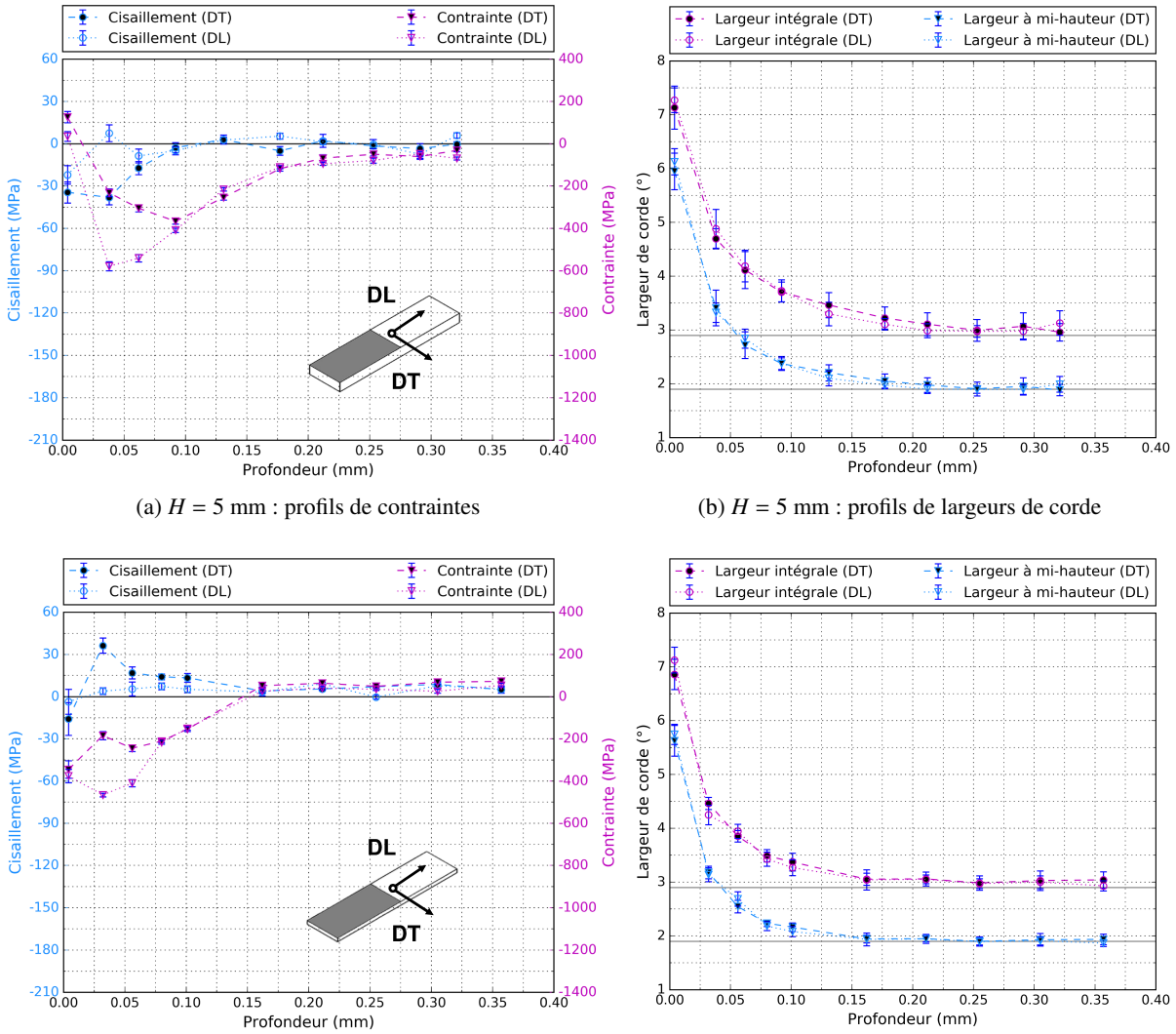
D.2.3 Grenaillage partiel G2

Pour rappel, dans la **Partie II–4.3.1** sont donnés les résultats d'analyses de contraintes sur des échantillons en Inconel 718 DA grenaillés uniformément avec la condition G2. Quant aux résultats d'analyses à la surface des échantillons grenaillés partiellement G2, ils sont présentés dans la **Partie II-4.4.1**.

Dans cette partie, il s'agit de présenter les résultats d'analyses de contraintes dans la profondeur des échantillons grenaillés partiellement avec la condition G2. Les acquisitions par DRX sont réalisées pour 5 échantillons d'épaisseur H dans deux zones différentes :

- Soit dans la zone grenaillée, à 3 mm de l'interface, pour les trois épaisseurs de plaques.
- Soit dans la zone non grenaillée, à 3 mm de l'interface, pour deux plaques planes d'épaisseur H égale à 5 mm et 2 mm.

Les résultats dans la zone grenaillée sont donnés sur la **Figure D.9**, et ceux dans la zone non grenaillée sont donnés sur la **Figure D.8**.



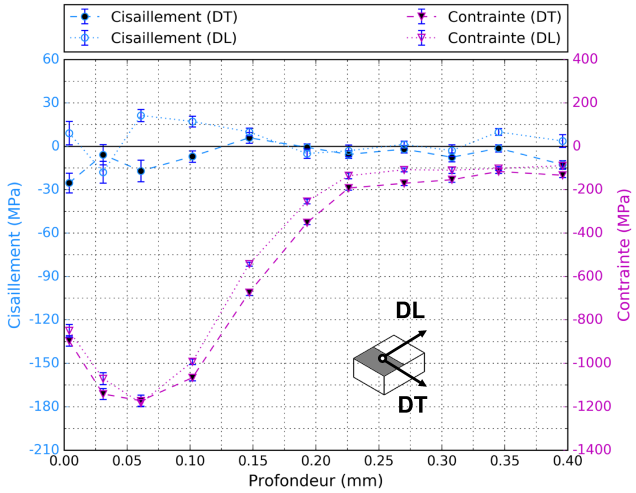
(a) H = 5 mm : profils de contraintes

(b) H = 5 mm : profils de largeurs de corde

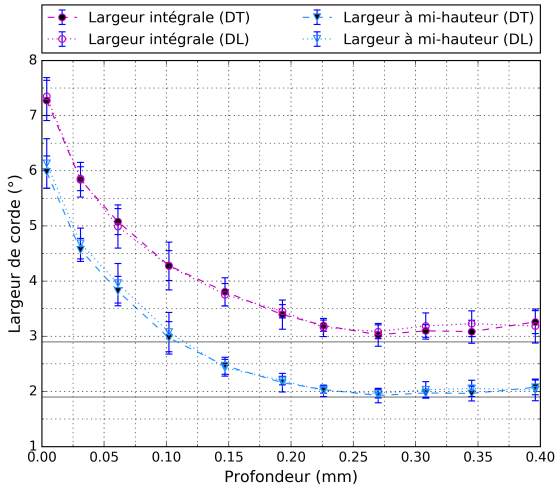
(c) H = 2 mm : profils de contraintes

(d) H = 2 mm : profils de largeurs de corde

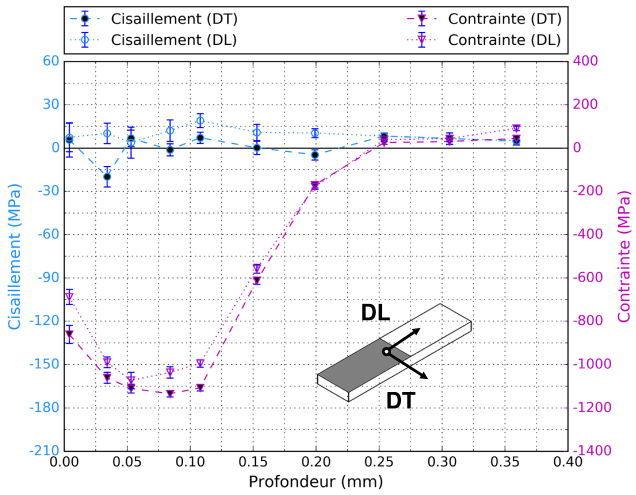
FIGURE D.8 – Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur de la zone non grenaillée d'échantillons plans d'épaisseur H traités partiellement avec la condition G2



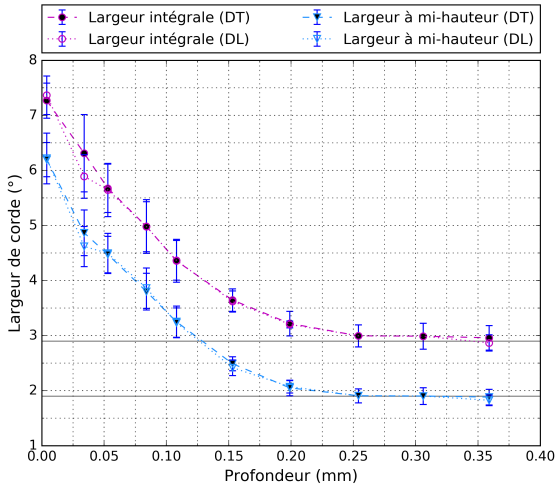
(a) H = 10 mm : profils de contraintes



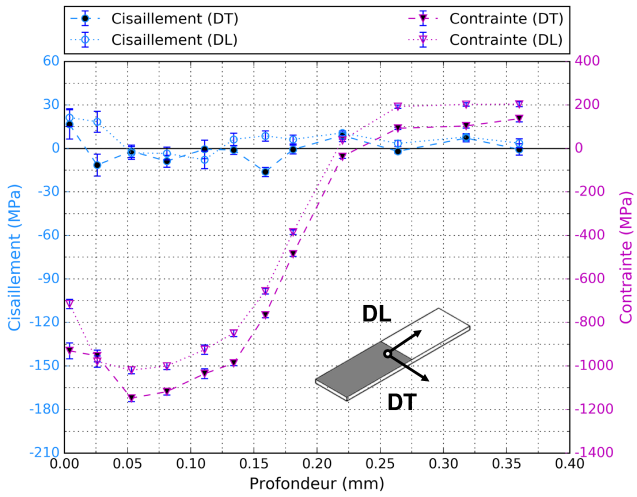
(b) H = 10 mm : profils de largeurs de corde



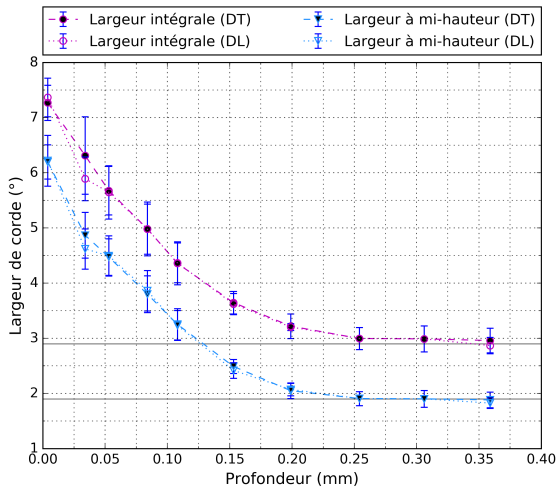
(c) H = 5 mm : profils de contraintes



(d) H = 5 mm : profils de largeurs de corde



(e) H = 2 mm : profils de contraintes



(f) H = 2 mm : profils de largeurs de corde

FIGURE D.9 – Résultat des analyses de contraintes dans la profondeur de la zone grenaillée d'échantillons plans d'épaisseur H traités partiellement avec la condition G2

Annexe E

Analyses de texture par DRX

E.1 Conditions opératoires

Les analyses de texture sont réalisées en surface de plaques planes en Inconel 718 DA d'épaisseur 10 mm : l'une non grenaillée NG (à l'état brut de fraisage), l'autre grenaillée G2 (condition la plus sévère), pour les familles de plans {200}, {220} et {311} de la matrice γ. Les paramètres d'acquisitions sont précisés dans le **Tableau E.1**. L'objectif est de représenter la densité d'orientation des cristaux, c'est-à-dire de déterminer s'il existe ou non une orientation préférentielle des cristaux. Sur une fonction de distribution des oritentations cristallines (FDOC), un matériau parfaitement isotrope aura un indice de texture proche de zéro, tandis qu'un monocristal aura un indice de texture théoriquement infini [1].

{hkl}	200	220	311
$\mathbf{2\theta_p^{\Phi\Psi}}$ (°)	71.25	110.93	150.03
2θ (°) (pas °)	de 68 à 76 (0.1)	de 107 à 116 (0.1)	de 140 à 162 (0.1)
Ψ (°) (pas °)	de 0 à 60 (5)		
Φ (°) (pas °)	de 0 à 360 (5)		
t (sec)	50		

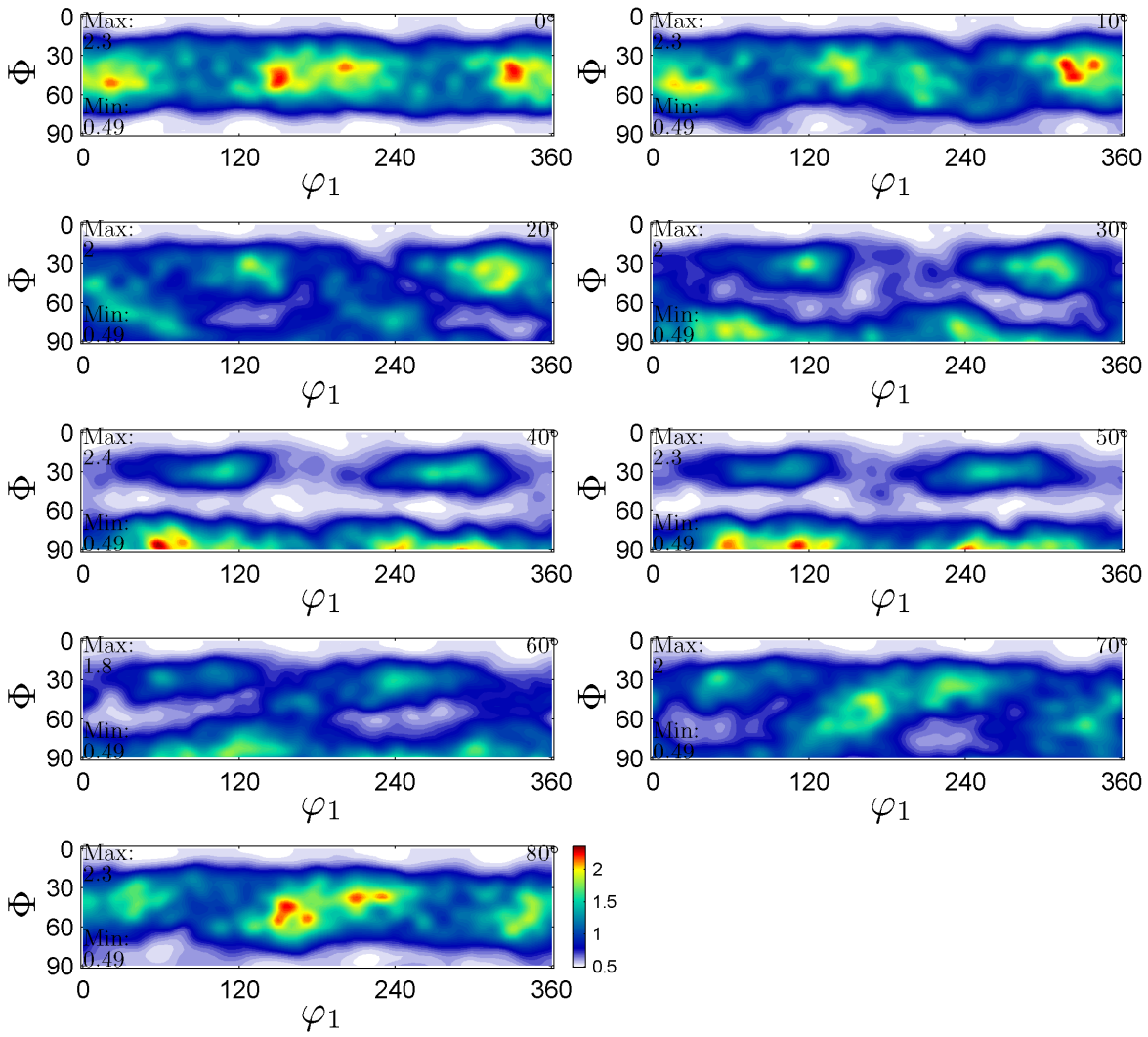
Tableau E.1 – Paramètres d'acquisitions pour les analyses de texture par diffraction des rayons X dans la phase γ

E.2 Traitement des données de diffraction et résultats

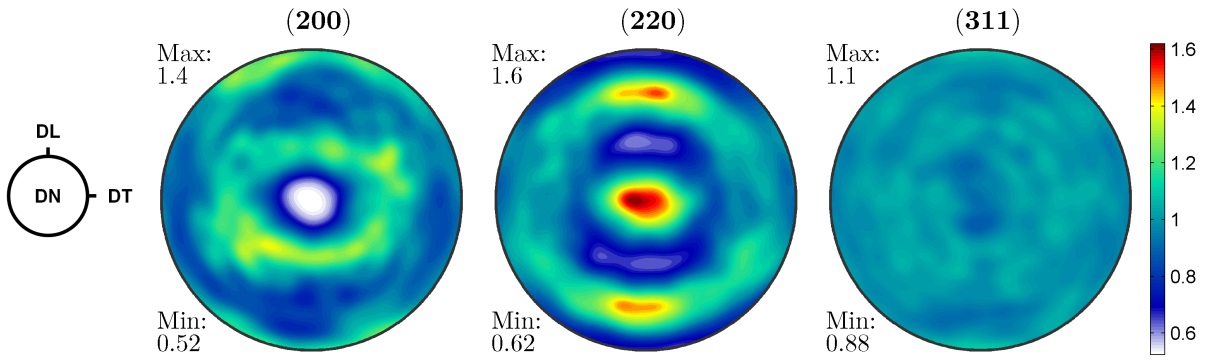
Les données de diffraction résultant des deux analyses de texture sont traitées avec la toolbox Mtex [Hielscher 2008] intégrée dans le logiciel MATLAB. Pour chacune des deux analyses, le traitement consiste d'abord à normaliser les trois figures de pôles (FDP) mesurées : initialement exprimées en cp (coups), les intensités normalisées s'expriment en mrd (multiples of a random distribution). La matrice γ étant de structure CFC, trois FDP sont suffisantes pour calculer la FDOC dans l'espace d'Euler [Bunge 2013]. Enfin, puisque les FDP mesurées sont incomplètes (les intensités entre $\Psi = 60^\circ$ et $\Psi = 90^\circ$ ne sont pas enregistrées), les FDP complètes sont calculées à partir de la FDOC. Les FDOC ainsi que les FDP complètes pour le matériau non grenaillé et le matériau grenaillé sont présentées sur les **Figures E.1** et **E.2** respectivement.

Les FDP du matériau non grenaillé font apparaître une texture de fibre de type {220} (axisymétrie de la FDP) avec un pôle au centre et un pôle à 60°. En revanche cette anisotropie est moins marquée après grenaillage. Dans les deux cas, les rapports d'intensités sont inférieurs à 3, ce qui est le signe d'une texture modérée [NF-15305 2009]. La méthode de calcul des contraintes en élasticité isotrope est donc appropriée pour l'alliage Inconel 718 DA.

1. La FDOC étant calculée à partir d'un nombre fini d'orientations, l'indice de texture est en pratique fini.

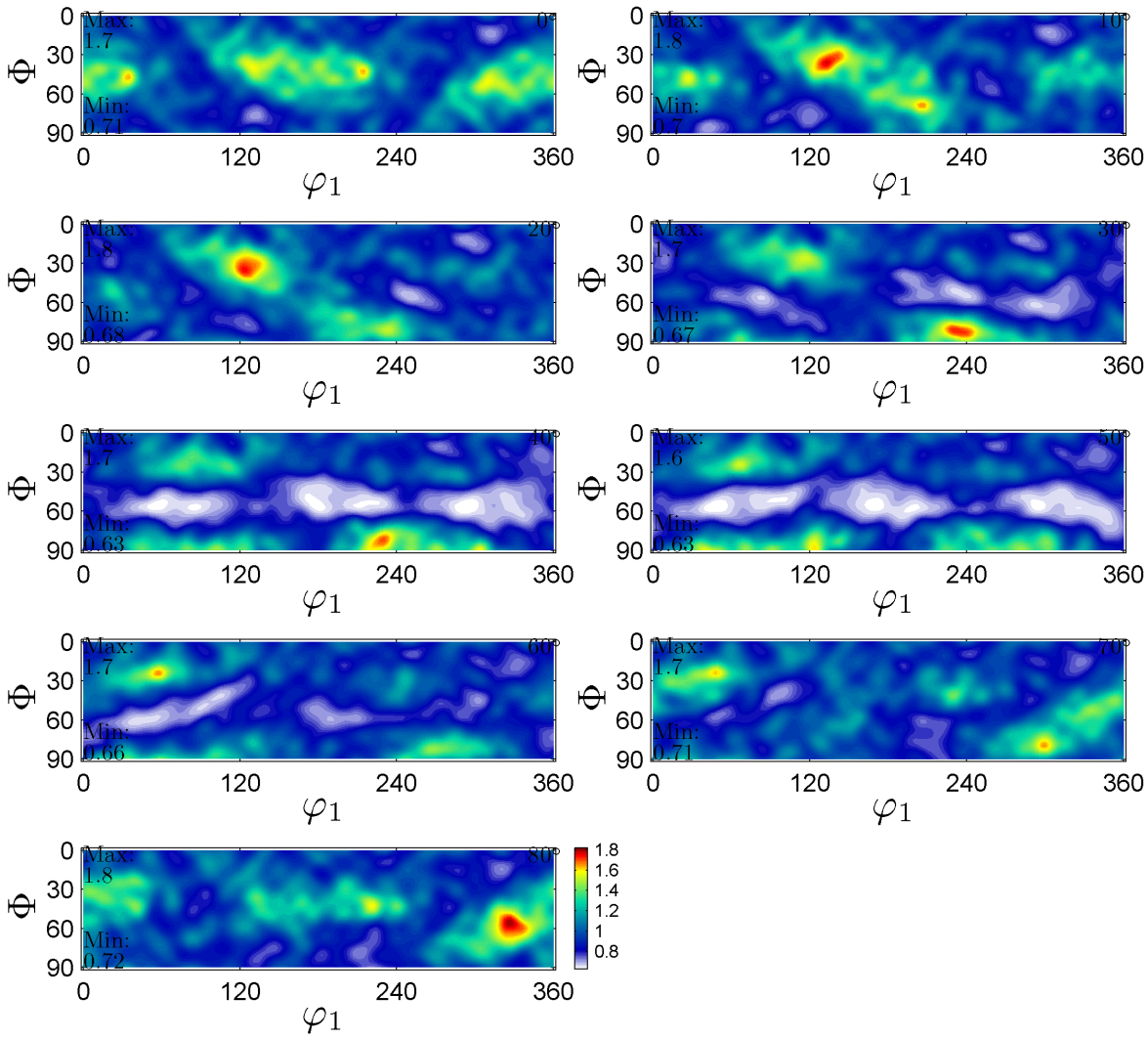


(a) FDOC de la phase γ du matériau non grenaillé (NG), coupes à ϕ_2 constant (pas : 10°)

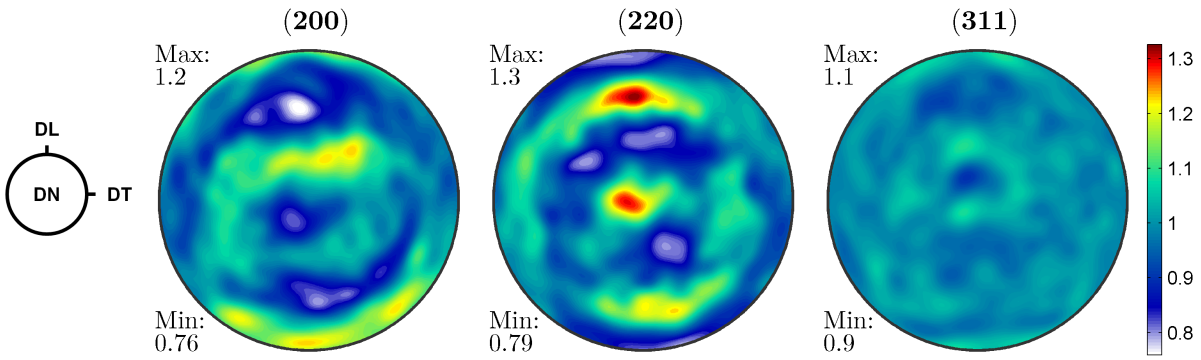


(b) FDP pour les familles de plan $\{200\}_\gamma$, $\{220\}_\gamma$ et $\{311\}_\gamma$ du matériau non grenaillé (NG)

FIGURE E.1 – FDP et FDOC du matériau non grenaillé (NG)



(a) FDOC de la phase γ du matériau grenaillé (G2), coupes à ϕ_2 constant (pas : 10°)



(b) FDP pour les familles de plan $\{200\}_\gamma$, $\{220\}_\gamma$ et $\{311\}_\gamma$ du matériau grenaillé (G2)

FIGURE E.2 – FDP et FDOC du matériau grenaillé (G2)

Annexe F

Analyses cristallographiques par EBSD

Au laboratoire MSMP le post-traitement des données EBSD est généralement réalisé à partir de la suite de logiciels CHANNEL5 [Schmidt 1989]. Cela se révèle pratique pour acquérir l'ensemble des cartographies désirées (orientations, phases, taille de grains, etc.) Il est en revanche plus difficile de travailler sur les données brutes et/ou corrigées pour en extraire des informations ciblées : distributions de tailles de grains et du paramètre KAM en particulier. C'est pourquoi le traitement des données EBSD est ici assuré avec la toolbox Mtex [Bachmann 2011] intégrée dans le logiciel MATLAB.

F.1 Principe

L'analyse cristallographique par EBSD est une technique locale basée sur l'exploitation des diagrammes de diffraction des électrons rétrodiffusés. Plusieurs ouvrages traitent dans le détail de cette technique [Dingley 1981, Baba-Kishi 2002].

Très succinctement, le principe est le suivant : le bombardement de la surface de l'échantillon par un faisceau d'électrons va provoquer la diffusion inélastique d'une fraction d'électrons dans la matière, laquelle va être rétrodiffusée élastiquement [1] et permettre la formation d'images de diffraction du type lignes de Kikuchi provoquées par l'intersection des cônes de diffraction avec un écran de phosphore. Les lignes de Kikuchi sont par conséquent associées par paires et chacune d'elles caractérise une famille de plans diffractant $\{hkl\}$. L'ensemble des lignes de Kikuchi constitue le diagramme de diffraction.

À partir du diagramme de diffraction numérisé et connaissant la structure cristallographique de la (des) phase(s) analysée(s), il est possible grâce à des algorithmes de détection des bandes d'indexer automatiquement les lignes de Kikuchi puis de calculer l'orientation cristallographique de la plage analysée.

F.2 Conditions opératoires

Les analyses EBSD portent sur les échantillons en superalliage Inconel 718 DA de l'étude expérimentale. Deux phases sont utilisées pour l'indexation des clichés EBSD : la matrice γ et la phase δ. Pour rappel, les paramètres de maille et structures cristallographiques sont renseignées dans les **Tableaux I.4** et **I.5**.

Conformément aux recommandations de la norme [NF-13067 2012] pour la communication de résultats d'analyse, les conditions opératoires sont décrites ci-dessous :

- Type de canon : canon à émission de champ (FEG) ;
- Tension d'accélération : entre 10 et 15 kV ;
- Distance de travail : entre 10 et 25 mm ;
- Courant de sonde : 16 (sans unité, système propre au JEOL 7001F) ;
- Angle d'inclinaison de l'échantillon : 60° ;
- Type de balayage : faisceau mobile, porte-échantillon fixe ;
- Pas : entre 180 et 300 nm ;
- Forme de la grille : carrée.

1. C'est-à-dire sans perte d'énergie.

F.3 Traitement des données EBSD

Le traitement des données EBSD est réalisé avec la toolbox MTEX [Bachmann 2011] intégrée dans le logiciel MATLAB. Cela consiste à réaliser successivement les étapes suivantes :

- Chargement des données EBSD à partir du fichier source CTF.
- Représentation de la **cartographie en contraste de bandes**. Elle traduit la réponse d'intensité du signal détecté et provient du couplage de plusieurs effets : inclinaison de la surface par rapport au faisceau incident, ombrage, composition de l'échantillon, etc.
- Représentation des **cartographies d'orientation cristallographique** pour les deux phases. Elles correspondent à la réponse d'indexation et sont générées à partir des données EBSD brutes. Systématiquement le code couleur est défini dans la FDP inverse accompagnant la cartographie.
- Identification des phases et définition des **joints de grains** pour le mesurage de la taille moyenne des grains et de leur forme.

Pour cette dernière étape, la méthode d'analyse n'est pas triviale et il convient de la commenter plus en détail. En effet, il est rare que tous les pixels d'une cartographie EBSD soient correctement indexés [2]. Or si les données EBSD brutes sont utilisées pour le mesurage de la taille des grains, des erreurs importantes peuvent en résulter. C'est pourquoi il est nécessaire d'appliquer des opérations de nettoyage et de lissage aux données EBSD. Les définitons et procédures associées à ces opérations sont décrites dans la norme [NF-13067 2012]. Dans le cadre de l'étude, elles peuvent être décomposées en six étapes :

- Définition des joints de grains en fixant le seuil de désorientation angulaire à 10°. Cela signifie que la désorientation utilisée pour définir les joints de grains peut être aussi petite que 10°.
- Retrait des grains ayant un nombre de pixels (en aire) inférieur à 10 pixels.
- Lissage des joints de grains pour réduire le crénelage [3].
- Identification des joints de macles pour la matrice γ à partir du Réseau de sites de coïncidence, ou *Coincidence Site Lattice* (CSL) [Priester 2012] caractérisé par un indice de coïncidence $\Sigma 3$ [Du Montcel 2009] et pour une tolérance de 5°.
- Retrait des joints de macles.
- Retrait des grains touchant les bords de la cartographie.

À l'issue du traitement des données pour la définition des joints de grains, l'analyse se termine par le mesurage de la taille des grains et la caractérisation de leur forme. S'il existe un allongement privilégié des grains, il est bien entendu préférable de les modéliser par des ellipses plutôt que par des cercles. Ainsi la taille d'un grain est définie comme la plus grande distance séparant deux sommets, c'est-à-dire comme le grand axe de l'ellipse associée.

Quant à la forme des grains, il existe différents indices destinés à la décrire. Ces indices de forme sont généralement empruntés aux travaux en hydrologie et hydrogéologie pour l'analyse des bassins versants. Celui proposé dans la librairie MTEX correspond au coefficient de compacité proposé dans [Gravelius 1914]. Le paramètre de forme F s'exprime par :

$$F = \frac{P}{PE} \tag{F.1}$$

2. Ce phénomène s'observe notamment lors de passage aux joints de grains où deux clichés sont superposés, ou encore lors de passage sur des endroits à fort relief [Héripré 2006].
3. Effet visuel d'escalier au niveau des joints de grains lorsque la résolution est trop basse.

Où P est le périmètre du grain et PE son périmètre équivalent, c'est-à-dire le périmètre d'un cercle d'aire égale à celle du grain. Par définition le facteur de forme F est nécessairement supérieur à l'unité. Il peut être vu comme un paramètre décrivant la circularité des grains : une valeur se rapprochant de 1 révèle un grain de forme plutôt circulaire, tandis que la valeur de F est d'autant plus grande que le grain est allongé.

F.4 Résultats d'analyse sur un échantillon non grenaillé

F.4.1 Orientation cristallographique

Les **Figures F.1** et **F.2** correspondent aux cartographies d'orientation cristallographique des phases γ et δ respectivement. Afin de faciliter la compréhension du code couleur, les FDP inverses font apparaître un tirage aléatoire de 500 orientations. Ce qui est remarquable : la matrice est très faiblement texturée, tandis que la phase δ est texturée avec une orientation préférentielle dans la direction [010], parallèle à la direction transverse (DT) dans le repère de l'échantillon.

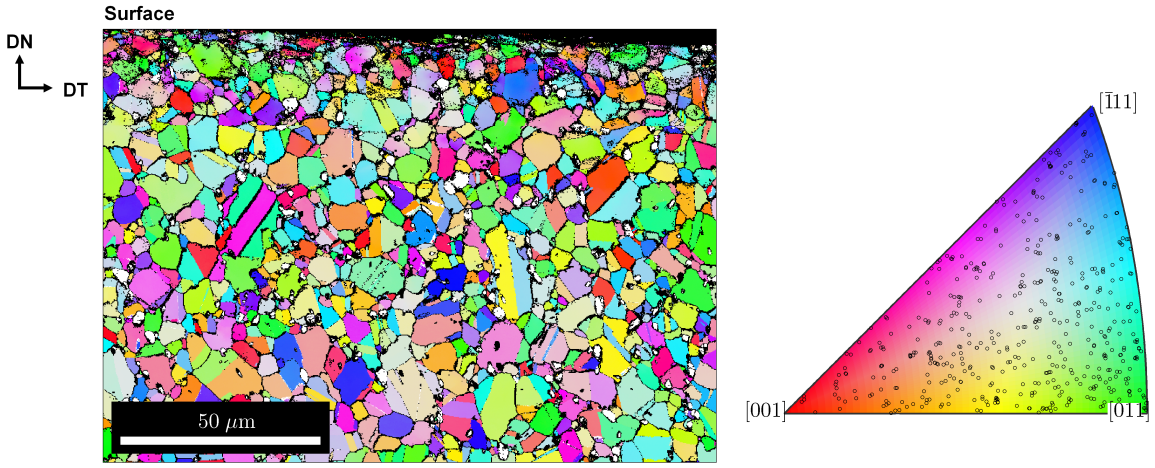


FIGURE F.1 – Cartographie d'orientation en FDP inverse (DT) de la phase γ

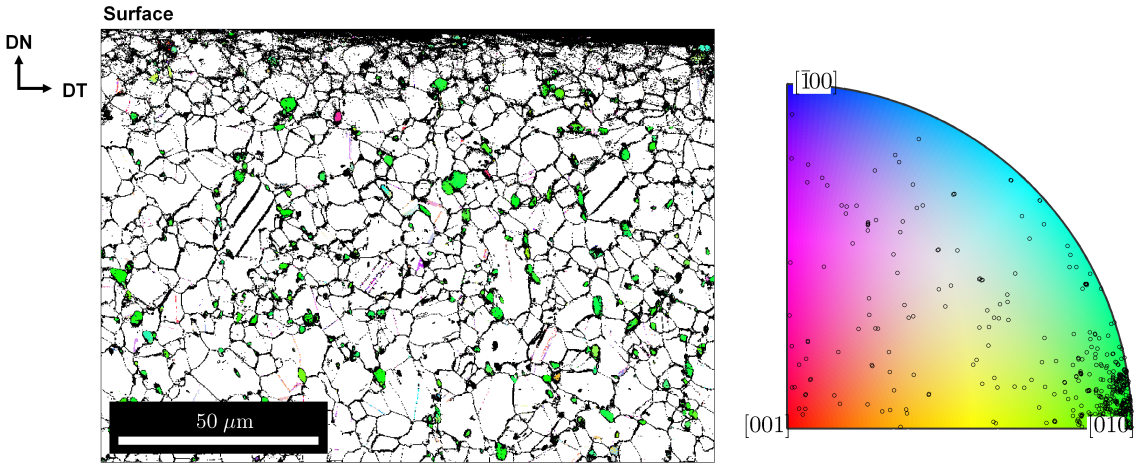


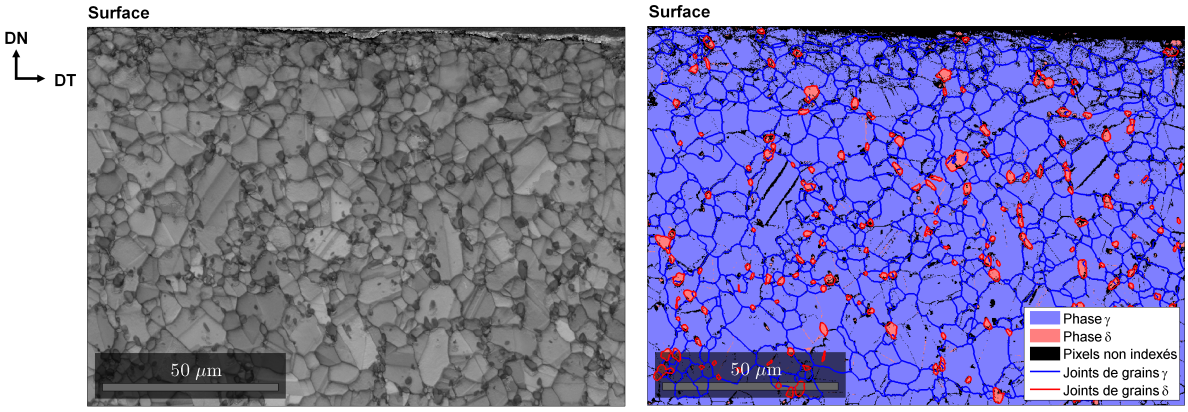
FIGURE F.2 – Cartographie d'orientation en FDP inverse (DT) de la phase δ

F.4.2 Morphologie des grains

L'effet du nettoyage des données EBSD sur le mesurage des proportions et morphologies des particules micrométriques est illustré dans le **Tableau F.1** à chaque étape du processus. Sur la **Figure F.3** sont confrontées les données EBSD brutes (représentées en contraste de bandes) et les données traitées (avec la représentation des phases et joints de grains). Les cartographies et histogrammes de taille de grains pour les phases γ et δ sont donnés respectivement sur les **Figures F.4** et **F.5**. Les résultats sont en accord avec les données de la littérature sur le matériau. Les distributions de forme des particules pour les deux phases sont présentées sur la **Figure F.6**. Ce qui est notable, c'est que la valeur minimale du facteur de forme est inférieure à l'unité, ce qui est aberrant. En dépit de cet artefact indésirable, les résultats pour les deux phases sont quasiment identiques et donnent un facteur de forme moyen supérieur à 1, signe que les particules ne sont pas parfaitement équiaxes mais légèrement allongées.

		Données brutes	Retrait des grains < 10 pixels	Lissage des joints de grains	Retrait des joints de macles	Retrait des grains aux bords
Phase γ	Surface (nombre de pixels)	400 980	399 058	"	"	341 089
	Fraction surfacique (%)	96	98	"	"	97
	Quantité de grains	1 900	1 261	"	621	515
	Taille moyenne (μm)	3.67	5.16	5.12	6.75	6.66
	Facteur de forme moyen	1.37	1.39	1.29	1.27	1.26
Phase δ	Surface (nombre de pixels)	15 248	9 720	"	"	9 526
	Fraction surfacique (%)	4	2	"	"	3
	Quantité de grains	3 459	217	"	"	212
	Taille moyenne (μm)	0.60	2.39	2.35	"	2.34
	Facteur de forme moyen	1.22	1.25	1.18	1.17	"

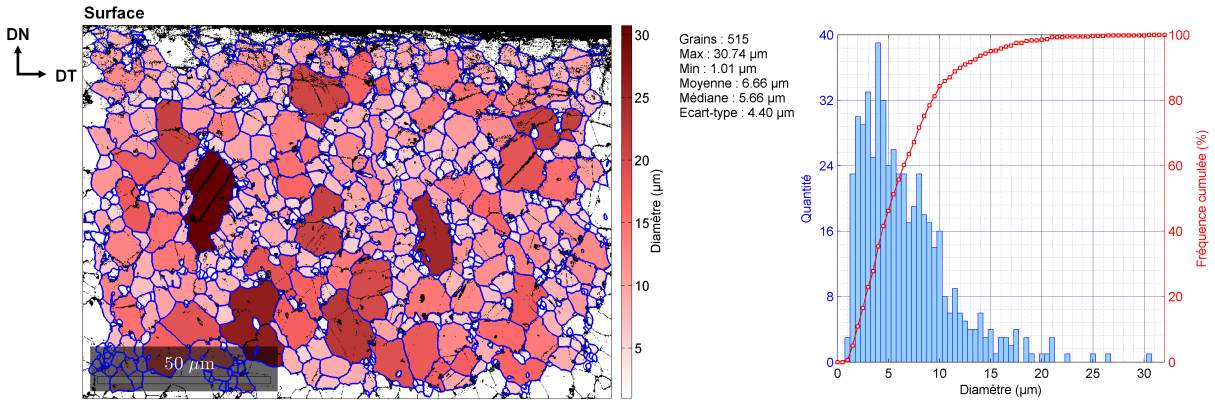
Tableau F.1 – Suivi du nettoyage des données EBSD



(a) Cartographie en contraste de bandes

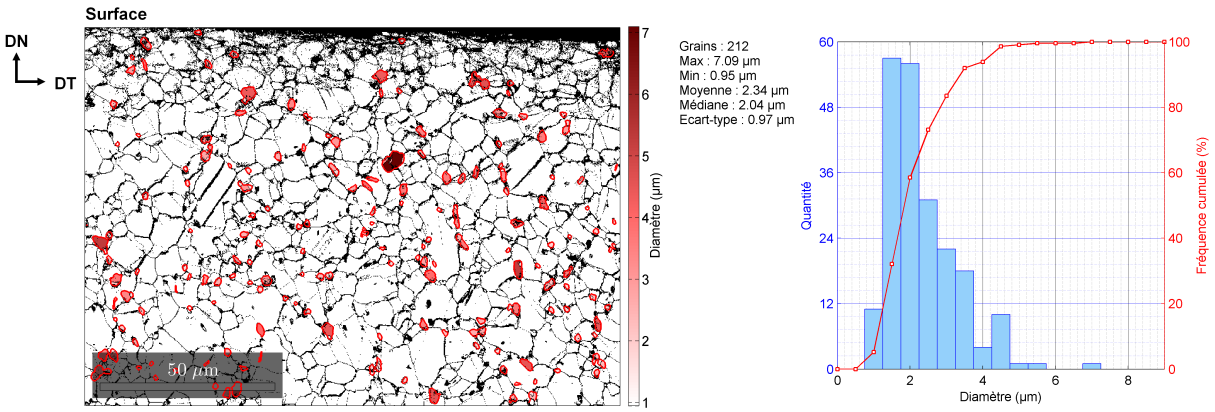
(b) Cartographie des phases et joints de grains

Figure F.3 – Identification des phases et joints de grains



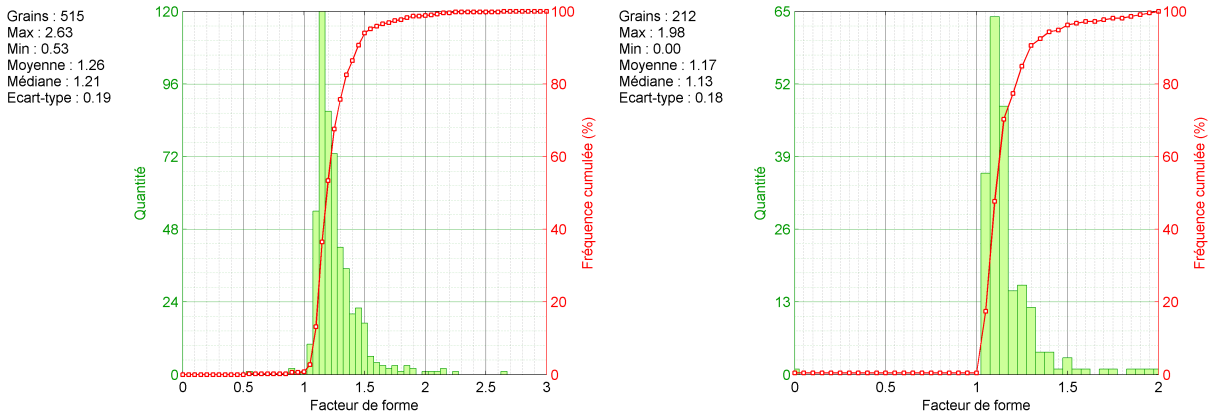
(a) Cartographie (b) Histogramme

FIGURE F.4 – Granulométrie de la phase γ



(a) Cartographie (b) Histogramme

FIGURE F.5 – Granulométrie de la phase δ



(a) Phase γ (b) Phase δ

FIGURE F.6 – Distributions de forme des grains

Annexe G

Reconstruction des eigenstrains : algorithme de calcul

Dans le cadre de cette étude, le processus de génération des contraintes dans ABAQUS via la procédure SIGINI est réalisé automatiquement. Pour chaque point d'intégration P du modèle EF, l'algorithme d'initialisation des contraintes procède en 3 étapes :

- La construction d'un plan de projection (Q_a, Q_b, Q_c) ;
- Le calcul de la profondeur du point d'intégration ;
- Le calcul des composantes du tenseur des contraintes initiales au point P.

G.1 Construction du plan de projection

Le principe de construction du plan de projection consiste à déterminer les trois nœuds (Q_a, Q_b, Q_c) les plus proches du point d'intégration P, et qui vérifient certaines conditions décrites dans le logigramme du code donné sur la **Figure G.1**.

La nomenclature utilisée pour son écriture est la suivante :

$$\begin{cases} S_j & : \text{Sets géométriques en surface, avec } j \in [\![1;m]\!] \\ G_i & : \text{Profils utilisateurs pour les contraintes MSI, avec } i \in [\![0;n]\!] \\ & \quad \text{et où } G_0 \text{ est supposée être la condition non grenaillée} \\ N_j & : \text{Nombre de nœuds appartenant au } j^{eme} \text{ set } S_j \\ E_j & : \text{Nombre d'éléments appartenant au } j^{eme} \text{ set } S_j \\ Q_l & : \text{Numéros des nœuds appartenant au } j^{eme} \text{ set } S_j\text{, avec } l \in [\![1;N_j]\!] \\ R_q & : \text{Numéros des éléments appartenant au } j^{eme} \text{ set } S_j\text{, avec } q \in [\![1;E_j]\!] \\ N & : \text{Nombre de nœuds appartenant aux } m \text{ sets} \\ E & : \text{Nombre d'éléments appartenant aux } m \text{ sets} \\ Q_k & : \text{Numéros des nœuds appartenant aux } m \text{ sets, avec } k \in [\![1;N]\!] \\ R_p & : \text{Numéros des éléments appartenant aux } m \text{ sets, avec } p \in [\![1;E]\!] \end{cases}$$

Avec comme données d'entrée les tableaux suivants :

$$\begin{cases} \text{Tableau } A \text{ (respectivement } A_j) & : \text{Numéros et coordonnées des } N \text{ nœuds } Q_k \text{ (respectivement} \\ & \quad \text{des } N_j \text{ nœuds } Q_l) \text{ appartenant aux } m \text{ sets (respectivement} \\ & \quad \text{au } j^{eme} \text{ set } S_j) \\ \text{Tableau } B \text{ (respectivement } B_j) & : \text{Connectivité entre les éléments } R_p \text{ (respectivement } R_q) \text{ et} \\ & \quad \text{les nœuds } Q_k \text{ (respectivement } Q_l) \\ \text{Tableau } C & : \text{Liste des nœuds appartenant au moins à deux sets} \end{cases}$$

G.2 Calcul de la profondeur

Connaissant le plan de projection associé au point d'intégration P, le calcul de la profondeur est direct et consiste à calculer la distance avec le projeté orthogonal sur le plan (Q_a, Q_b, Q_c). Soit P' ce projeté orthogonal, il respecte les relations suivantes :

$$\begin{cases} \overrightarrow{PP'} \wedge \vec{n} & = & \vec{0} \\ \overrightarrow{Q_aP'} \cdot \vec{n} & = & 0 \end{cases} \tag{G.1}$$

Où $\vec{n}$ est le vecteur normal au plan de projection, et tel que :

$$\vec{n} = \overrightarrow{Q_aQ_b} \wedge \overrightarrow{Q_aQ_c} \tag{G.2}$$

Finalement la profondeur du point P est donnée par : $z = \|\overrightarrow{PP'}\|$.

G.3 Calcul des contraintes initiales

La formulation générale du calcul des contraintes initiales est détaillée dans la **Partie III–2.2**. L'expression du tenseur local des contraintes initiales dérive de l'écriture de la loi de Hooke et dépend simplement de la profondeur z du point d'intégration. En revanche, pour les besoins du calcul EF, le tenseur de contraintes initial doit être exprimé dans le système de coordonnées global attaché au composant.

Avec $\underset{=}{P}$ la matrice de passage de l'ancienne à la nouvelle base, le tenseur $\underset{=}{\sigma}^0_{global}$ est donné par :

$$\underset{=}{\sigma}^0_{global} = \underset{=}{P} \cdot \underset{=}{\sigma}^0_{local} \cdot \underset{=}{P}^T \tag{G.3}$$

Où la matrice $\underset{=}{P}$ s'écrit en notations indicielles :

$$P_{ij} = \vec{e}_i \cdot \vec{e}_j^{\,*} \tag{G.4}$$

Avec $\vec{e}_i$ les vecteurs de l'ancienne base :

$$\vec{e}_1 = \begin{bmatrix} 1 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \quad \vec{e}_2 = \begin{bmatrix} 0 \\ 1 \\ 0 \end{bmatrix} \quad \vec{e}_3 = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 1 \end{bmatrix}$$

Et $\vec{e}_j^{\,*}$ les vecteurs de la nouvelle base définis par :

$$\begin{cases} \vec{e}_1^{\,*} & = & sign\left(\overrightarrow{PP'} \cdot \vec{n}\right) \cdot \dfrac{\vec{n}}{\|\vec{n}\|} \\ \vec{e}_2^{\,*} & = & \dfrac{\vec{e}_1^{\,*} \wedge \overrightarrow{Q_aQ_b}}{\|\vec{e}_1^{\,*} \wedge \overrightarrow{Q_aQ_b}\|} \\ \vec{e}_3^{\,*} & = & \vec{e}_1^{\,*} \wedge \vec{e}_2^{\,*} \end{cases} \tag{G.5}$$

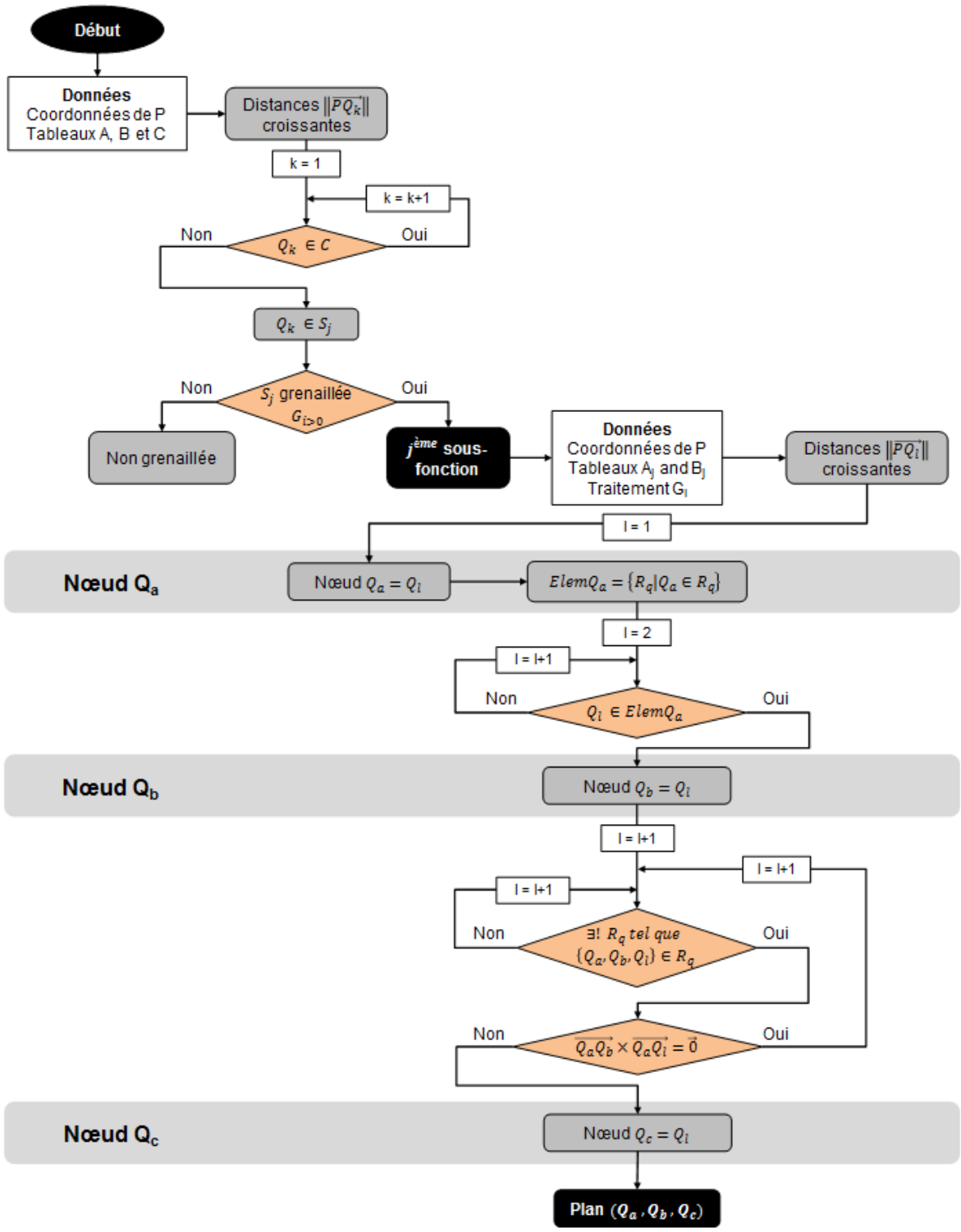


FIGURE G.1 – Logigramme du code de construction des plans de projection

Annexe H

Méthode analytique pour le calcul de rééquilibrage dans une plaque

H.1 Position du problème

La résolution analytique du problème de rééquilibrage des contraintes résiduelles dans une plaque plane grenaillée uniformément est proposée par [Castex 1984]. La terminologie est la suivante :

- H l'épaisseur de l'échantillon ;
- z l'axe normal à la surface grenaillée ;
- h_0 la profondeur affectée par le traitement ;
- Pour un état de contraintes équibiaxial, $\sigma^V(z)$ les contraintes vraies dans la profondeur z de l'échantillon : ce sont les contraintes mesurées (dans les directions DT et DL) et corrigées de l'enlèvement de matière ;
- $\sigma^F(z)$ les contraintes de flexion dans la profondeur z de l'échantillon ;
- $\sigma^N(z)$ les contraintes normales dans la profondeur z de l'échantillon, et constantes dans toute la section ;
- $\sigma^R(z)$ les contraintes résiduelles dans la profondeur z de l'échantillon : ce sont les contraintes dans le massif semi-infini.

La contrainte vraie peut se décomposer en trois parties : la contribution de la contrainte résiduelle σ^R, de la contrainte normale σ^N, et de la contrainte de flexion σ^F. Le schéma de cumul est représenté sur la **Figure H.1**, et il vient :

$$\sigma^R(z) + \sigma^N(z) + \sigma^F(z) = \sigma^V(z) \tag{H.1}$$

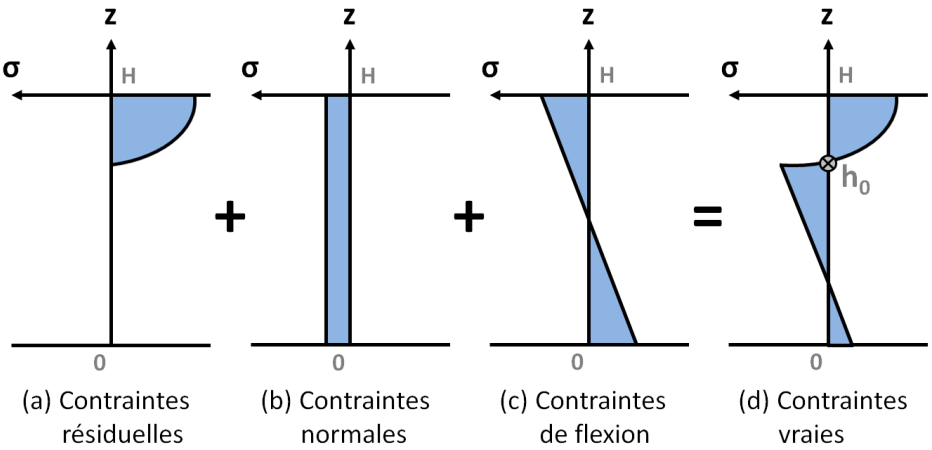


Figure H.1 – Schéma de cumul des contraintes [Castex 1984]

H.2 Calcul des contraintes vraies

Connaissant le profil de contraintes résiduelles dans la profondeur d'une plaque d'épaisseur H, les contraintes σ^R peuvent être reliées aux contraintes équilibrées σ^V.

À partir de l'écriture des relations d'équilibre des efforts normaux et des moments fléchissants, les contraintes normales et les contraintes de flexion s'écrivent respectivement :

$$\sigma^N(z) = -\frac{1}{H} \cdot \int_{h_0}^{H} \sigma^R(z) \cdot dz \tag{H.2}$$

$$\sigma^F(z) = -\frac{6(2z - H)}{H^3} \cdot \int_{h_0}^{H} \sigma^R(z) \cdot \left(z - \frac{H}{2}\right) \cdot dz \tag{H.3}$$

La résolution est alors directe. Dans le cas d'une plaque d'épaisseur $H = 5$ mm et pour un profil de contraintes résiduelles quelconque, un résultat typique de la méthode est donné sur la **Figure H.2a** ci-dessous (où l'ordre des valeurs sur l'axe des abscisses est inversé par rapport au formalisme développé).

H.3 Calcul des contraintes résiduelles

Connaissant le profil de contraintes vraies dans la profondeur d'une plaque d'épaisseur H, les contraintes σ^V peuvent être reliées aux contraintes résiduelles σ^R.

Dans l'intervalle $[h_0; H]$ où le profil de contraintes vraies est connu (car il découle des analyses en profondeur par diffraction des rayons X (DRX) par exemple), les contraintes normales et les contraintes de flexion sont données respectivement par :

$$\sigma^N(z) = -\frac{1}{H} \cdot \left(\frac{\eta A - \delta B}{\rho}\right) \tag{H.4}$$

$$\sigma^F(z) = -\frac{6(2z - H)}{H^3} \cdot \left(\frac{\beta B - \gamma A}{\rho}\right) \tag{H.5}$$

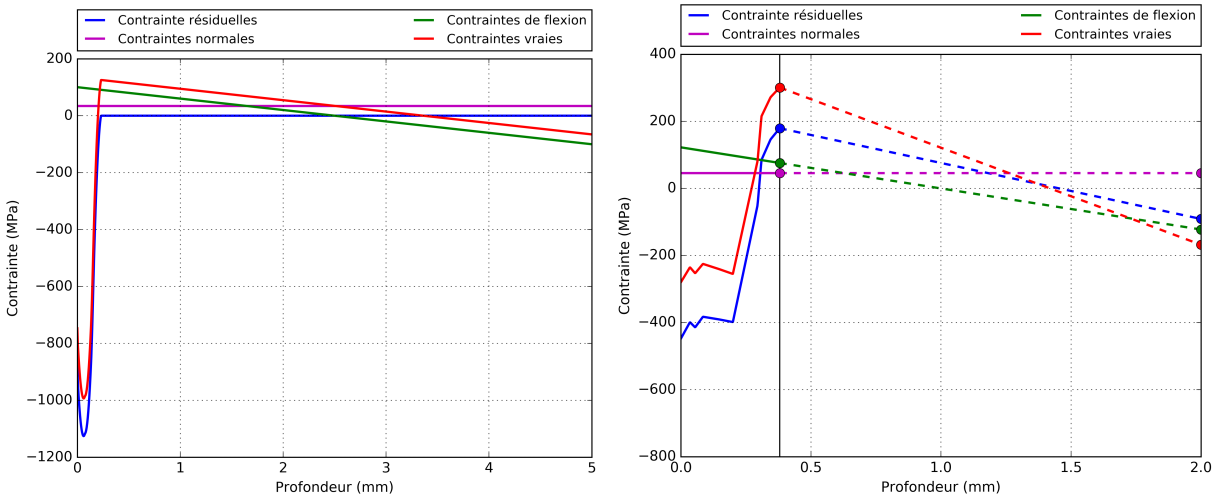
Avec :

$$\begin{cases} \eta = \dfrac{3H^2 h_0 - 6h_0^2 H + 4h_0^3}{H^3} \\ \delta = \dfrac{6h_0 \cdot (h_0 - H)}{H^3} \\ \beta = \dfrac{h_0}{H} \\ \gamma = \dfrac{h_0 \cdot (h_0 - H)}{2H} \\ \rho = \beta\eta - \gamma\rho \end{cases} \tag{H.6}$$

Et :

$$\begin{cases} A = \displaystyle\int_{h_0}^{H} \sigma^V(z) \cdot dz \\ B = \displaystyle\int_{h_0}^{H} \sigma^V(z) \cdot \left(z - \frac{H}{2}\right) \cdot dz \end{cases} \tag{H.7}$$

La résolution est alors directe. Dans le cas d'une plaque d'épaisseur $H = 2$ mm et pour un profil de contraintes résiduelles quelconque, un résultat typique de la méthode est donné sur la **Figure H.2b** (où l'ordre des valeurs sur l'axe des abscisses est inversé par rapport au formalisme développé). Sur cette figure, le profil de contraintes vraies est supposé connu en deux endroits : il est d'abord déterminé dans l'épaisseur par DRX jusqu'à une profondeur symbolisée par l'asymptote verticale en noire ; il est également connu au dos de la plaque par une analyse de contrainte à la surface. Il manque donc des données pour déterminer avec justesse les contraintes dans l'intervalle des profondeurs intermédiaires. Ces dernières apparaissent en traits pointillés sur la figure.



(a) Calcul des contraintes vraies (H = 5 mm)

(b) Calcul des contraintes résiduelles (H = 2 mm)

FIGURE H.2 – Représentation des profils de contraintes calculés analytiquement

H.4 Calcul de la déformée

Comme dans la **Partie H.2**, le profil de contraintes résiduelles σ^R est supposé connu dans la profondeur de la plaque. Connaissant ses dimensions caractéristiques (son épaisseur H, sa longueur L, et sa largeur b), il existe des relations analytiques simples pour le calcul de la flèche, du rayon de courbure ainsi que de la déformée le long de la plaque grenaillée.

Soit un gradient de contraintes résiduelles σ^R dans la profondeur z de la plaque, alors après retour élastique la courbure γ de la plaque dans la direction longitudinale y s'écrit (dans le cadre HPP) :

$$\gamma \simeq \frac{d^2 u_z}{dy^2} \tag{H.8}$$

Dans le cas d'une plaque rectangulaire d'épaisseur H soumise à une distribution uniforme de moments sur ses côtés, la théorie des plaques donne l'expression suivante pour la courbure γ :

$$\gamma = \frac{M_x}{(1+\nu)\cdot D} \tag{H.9}$$

Où le moment fléchissant M_x (respectivement M_y) est défini par l'équation :

$$M_x = \int_0^H \sigma^R(z)\cdot z\cdot dz = \int_{h_0}^H \sigma^R(z)\cdot z\cdot dz \tag{H.10}$$

Et D est un paramètre donné par l'expression :

$$D = -\frac{E\cdot H^3}{12\cdot(1-\nu^2)} \tag{H.11}$$

En combinant les équations **(H.8)** et **(H.9)**, le déplacement u_z le long de la plaque s'écrit :

$$u_z(y) = \frac{M_x}{(1+\nu)\cdot D}\cdot\frac{y^2}{2} + A\cdot y + B \tag{H.12}$$

Où A et B sont des constantes d'intégration qui peuvent être déduites des conditions aux limites du problème. D'une part le déplacement est maximal au centre de la plaque, et d'autre part l'origine de

la déformée est prise au centre de la plaque. Ces conditions se traduisent respectivement par les deux relations suivantes :

$$\left(\frac{du_z}{dy}\right)_{y=\frac{L}{2}} = 0 \tag{H.13}$$

$$u_z\left(y = \frac{L}{2}\right) = 0 \tag{H.14}$$

Alors la **déformée** dans le sens long de la plaque s'écrit :

$$u_z(y) = \frac{M_x}{(1+\nu)\cdot D}\cdot\left(\frac{y^2}{2} - \frac{L}{2}\cdot y + \frac{L^2}{8}\right) \tag{H.15}$$

Pour la **flèche** il vient :

$$u_{z,max} = -\frac{M_x}{(1+\nu)\cdot D}\cdot\frac{L^2}{8} \tag{H.16}$$

Et le **rayon de courbure** est donné par :

$$R = \frac{(1+\nu)\cdot D}{M_x} \tag{H.17}$$

Il est à noter que si ces grandeurs sont définies dans le sens long de la plaque caractérisé par la dimension L, les expressions sont identiques dans le sens transverse de la plaque avec pour dimension caractéristique sa largeur b. Puisque l'état de contraintes résiduelles est supposé équibiaxial, alors les deux courbures sont identiques, et après retour élastique la plaque prend la forme d'une portion de sphère.

Bibliographie

[Achintha 2011] Mithila Achintha et David Nowell. *Eigenstrain modelling of residual stresses generated by laser shock peening*. Journal of Materials Processing Technology, vol. 211, no. 6, pages 1091–1101, 2011. (Cité en pages 4 et 28)

[AeroContact 2017] AeroContact. *Pièces moteur avion*, Site internet consulté le 05 novembre 2017. [https ://www.aerocontact.com/salon-aeronautique-virtuel/produit/381-pieces-moteur-avion]. (Cité en page 4)

[Ahdad 1996] F Ahdad et M Desvignes. *Contraintes résiduelles et déformations plastiques : Leurs relations mutuelles pour des pièces de géométrie simple*. Matériaux et techniques, vol. 84, no. 5-6, pages 46–50, 1996. (Cité en pages 16 et 105)

[Aiba 2014] Y Aiba, K Murai, M Omiya et J Komotori. *Observation of Particle Behavior in Fine Particle Peening process*. Proceedings of 12th International Conference on Shot Peening, Goslar, Germany, vol. 18, 2014. (Cité en page 26)

[Al-Hassani 1981] STS Al-Hassani. *Mechanical aspects of residual stress development in shot peening*. Proceedings of the 1st International Conference on Shot Peening, pages 583–602, 1981. (Cité en page 26)

[Alexandre 2004] Franck Alexandre. *Aspects probabilistes et microstructuraux de l'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage Inco 718*. Thèse, Mines ParisTech, 2004. (Cité en pages 33, 34, 35 et 36)

[Almen 1943] JO Almen. *Shot blasting to increase fatigue resistance*. Rapport technique, SAE Technical Paper, 1943. (Cité en page 10)

[Amrita 2017] B Amrita, D Delbergue, M Lévesque, P Bocher et M Brochu. *Study of Short Crack Growth in Shot Peened 300M Steel*. Proceedings of the 13th International Conference on Shot Peening, pages 231–236, 2017. (Cité en page 3)

[AMS-S-13165 1998] AMS-S-13165. *Shot Peening of Metal Parts*. Norme SAE International, 1998. (Cité en page 11)

[Andrieu 1992] E Andrieu, R Molins, H Ghonem et A Pineau. *Intergranular crack tip oxidation mechanism in a nickel-based superalloy*. Materials Science and Engineering : A, vol. 154, no. 1, pages 21–28, 1992. (Cité en page 38)

[Arola 1999] D Arola et M Ramulu. *An examination of the effects from surface texture on the strength of fiber reinforced plastics*. Journal of Composite Materials, vol. 33, no. 2, pages 102–123, 1999. (Cité en page 30)

[Attonaty 2016] Alexandre Attonaty. *Évolution des contraintes résiduelles de grenaillage en fatigue*. Mémoire de Master, Arts et Métiers ParisTech, 2016. (Cité en page 115)

[Baba-Kishi 2002] KZ Baba-Kishi. *Review Electron backscatter Kikuchi diffraction in the scanning electron microscope for crystallographic analysis*. Journal of materials science, vol. 37, no. 9, pages 1715–1746, 2002. (Cité en page 182)

[Bachmann 2011] Florian Bachmann, Ralf Hielscher et Helmut Schaeben. *Grain detection from 2d and 3d EBSD data—Specification of the MTEX algorithm*. Ultramicroscopy, vol. 111, no. 12, pages 1720–1733, 2011. (Cité en pages 182 et 183)

[Badreddine 2017] Jawad Badreddine. *Simulation du grenaillage sur éprouvettes rainurées*. Note interne Safran Tech MP-2017-049, 2017. (Cité en page 49)

[Bagherifard 2012] Sara Bagherifard, Ramin Ghelichi et Mario Guagliano. *On the shot peening surface coverage and its assessment by means of finite element simulation : a critical review and some original developments*. Applied Surface Science, vol. 259, pages 186–194, 2012. (Cité en page 12)

[Baragetti 2000] S Baragetti, M Guagliano et L Vergani. *A numerical procedure for shot peening optimisation by means of non-dimensional factors*. International Journal of Materials and Product Technology, vol. 15, no. 1-2, pages 91–103, 2000. (Cité en page 27)

[Barralis 1999] Jean Barralis, Louis Castex et Gérard Maeder. *Précontraintes et traitements superficiels*. Techniques de l'ingénieur. Matériaux métalliques, no. M1180, 1999. (Cité en pages 9, 12 et 22)

[Barrallier 1993] L Barrallier, G Barreau et J Barralis. *Influence de l'origine des contraintes résiduelles sur leur relaxation thermique dans le cas d'aciers alliés*. La revue de métallurgie, pages 637–649, 1993. (Cité en page 29)

[Bathias 2013] Claude Bathias et André Pineau. *Fatigue of materials and structures*. John Wiley & Sons (ISBN 978-1-84821-051-6), 2013. (Cité en page 29)

[Beghini 2004] Marco Beghini et Leonardo Bertini. *Residual Stress Measurement and Modeling by the Initial Strain Distribution Method : Part I-Theory*. Journal of Testing and Evaluation, vol. 32, no. 3, pages 1–10, 2004. (Cité en page 28)

[Belassel 1994] Mohammed Belassel. *Etude de la distribution des contraintes d'ordre I et II par diffraction des rayons X dans un acier perlitique*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1994. (Cité en page 23)

[Benedetti 2014] M Benedetti, V Fontanari, M Bandini et D Taylor. *Multiaxial fatigue resistance of shot peened high-strength aluminum alloys*. International Journal of Fatigue, vol. 61, pages 271–282, 2014. (Cité en page 31)

[Benedetti 2016a] M Benedetti, V Fontanari, M Allahkarami, JC Hanan et M Bandini. *On the combination of the critical distance theory with a multiaxial fatigue criterion for predicting the fatigue strength of notched and plain shot-peened parts*. International Journal of Fatigue, vol. 93, pages 133–147, 2016. (Cité en page 30)

[Benedetti 2016b] M Benedetti, V Fontanari, B Winiarski, M Allahkarami et JC Hanan. *Residual stresses reconstruction in shot peened specimens containing sharp and blunt notches by experimental measurements and finite element analysis*. International Journal of Fatigue, vol. 87, pages 102–111, 2016. (Cité en pages 28 et 84)

[Berruti 2003] T Berruti et MM Gola. *X-ray residual stress measurement on mechanical components with high curvature*. Experimental Mechanics, vol. 43, no. 1, pages 105–114, 2003. (Cité en page 24)

[Bhattacharyya 1997] A Bhattacharyya, GVS Sastry et VV Kutumbarao. *On the dual slope Coffin-Manson relationship during low cycle fatigue of Ni-base alloy IN 718*. Scripta materialia, vol. 36, no. 4, pages 411–415, 1997. (Cité en page 38)

[Bianchetti 2017] B Bianchetti, M Lévesque et M Brochu. *Effect of shot peening on the fatigue life of AA 7050-T7451*. Proceedings of the 13th International Conference on Shot Peening, pages 225–230, 2017. (Cité en page 3)

[Bouraoui 2009] Ch Bouraoui, R Ben Sghaier et R Fathallah. *An engineering predictive design approach of high cycle fatigue reliability of shot peened metallic parts*. Materials & design, vol. 30, no. 3, pages 475–486, 2009. (Cité en page 30)

[Bourniquel 1986] B Bourniquel et J Feron. *Residual Stress Measurement by PSD X-Ray Diffraction : a New Application of the Cross-Correlation Method*. Residual Stresses in Science and Technology, vol. 1, pages 275–280, 1986. (Cité en page 21)

[Boyer 2017a] V Boyer, J Goulmy, E Rouhaud, D Retraint, L Toualbi et P Kanouté. *A Finite Element Model for Simulation of Shot-Peening*. Proceedings of the 13th International Conference on Shot Peening, pages 340–343, 2017. (Cité en page 3)

[Boyer 2017b] Vincent Boyer. *Modélisation du grenaillage d'un alliage de nickel avec prise en compte de l'écrouissage et de la microstructure*. Thèse, Université de Technologie de Troyes, 2017. (Cité en pages 3, 83, 84 et 134)

[Buchanan 2007] Dennis J Buchanan. *A coupled creep-plasticity model for residual stress relaxation of a shot-peened nickel-base superalloy*. Rapport technique, DTIC Document, 2007. (Cité en page 39)

[Bunge 2013] HJ Bunge. *Texture analysis in materials science : mathematical methods*. Elsevier (ISBN 0-408-10642-5), 2013. (Cité en page 179)

[Caër 2017] Célia Caër. *Éprouvettes joncs : rapport expérimental*. Note interne IRT M2P, 2017. (Cité en pages 115, 116 et 127)

[Cai 2006] Dayong Cai, Pulin Nie, Jiaping Shan, Wenchang Liu, Mei Yao et Yukui Gao. *Precipitation and residual stress relaxation kinetics in shot-peened Inconel 718*. Journal of materials engineering and performance, vol. 15, no. 5, pages 614–617, 2006. (Cité en page 38)

[Cammett 2005] JT Cammett, PS Prevéy et N Jayaraman. *The effect of shot peening coverage on residual stress, cold work, and fatigue in a nickel-base superalloy*. Rapport technique, DTIC Document, 2005. (Cité en pages 38 et 39)

[Cao 1989] Wei Cao. *Adoucissement cyclique des aciers et relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage en fatigue*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1989. (Cité en page 25)

[Cao 1995] W Cao, R Fathallah et L Castex. *Correlation of Almen arc height with residual stresses in shot peening process*. Materials science and technology, vol. 11, no. 9, pages 967–973, 1995. (Cité en page 26)

[Carlucci 2013] D Carlucci, N Payne et I Mehmedagic. *Small Strain Compatibility Conditions of an Elastic Solid in Cylindrical Coordinates*. Rapport technique, DTIC Document, 2013. (Cité en page 146)

[Castex 1981] Louis Castex, Jean-Lou Lebrun, Gérard Maeder et Jean-Michel Sprauel. *Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X*. Publication Scientifique Arts et Métiers ParisTech, 1981. (Cité en pages 18, 20 et 57)

[Castex 1984] L Castex. *Redistribution des contraintes dans une plaque aprés enlevement de matiere*. Journée du Groupement français pour l'analyse des contraintes par diffractions des rayons X, Aix-en-Provence, France, vol. 170, 1984. (Cité en pages 23, 62, 88, 98, 152, 153 et 190)

[Castillo 2009] Enrique Castillo et Alfonso Fernandez-Canteli. *A unified statistical methodology for modeling fatigue damage*. Springer Science & Business Media (ISBN 978-1-4020-9181-0), 2009. (Cité en page 30)

[Cellard 2010] Christophe Cellard. *Etude du choc laser sur l'alliage de titane Ti-17 : application aux plaques minces*. Thèse, Université de Technologie de Troyes, 2010. (Cité en page 88)

[Chamanfar 2013] A Chamanfar, L Sarrat, M Jahazi, M Asadi, A Weck et AK Koul. *Microstructural characteristics of forged and heat treated Inconel-718 disks*. Materials & Design, vol. 52, pages 791–800, 2013. (Cité en page 35)

[Champaigne 2006] Jack Champaigne. *History of shot peening specifications*. Shot Peener, vol. 20, no. 2, page 12, 2006. (Cité en page 10)

[Chaussumier 2000] M Chaussumier. *Un modèle de calcul en fatigue multi axiale pour les pièces mécaniques nitrurées*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 2000. (Cité en pages 23, 30 et 31)

[Chen 1997] W Chen et MC Chaturvedi. *Dependence of creep fracture of Inconel 718 on grain boundary precipitates*. Acta materialia, vol. 45, no. 7, pages 2735–2746, 1997. (Cité en page 38)

[Chen 2017] Yung-Ta Chen, An-Chou Yeh, Ming-Yen Li et Shih-Ming Kuo. *Effects of processing routes on room temperature tensile strength and elongation for Inconel 718*. Materials & Design, vol. 119, pages 235–243, 2017. (Cité en page 61)

[Child 2011] DJ Child, GD West et Rachel C Thomson. *Assessment of surface hardening effects from shot peening on a Ni-based alloy using electron backscatter diffraction techniques*. Acta Materialia, vol. 59, no. 12, pages 4825–4834, 2011. (Cité en page 66)

[Chomienne 2014] Vincent Chomienne. *Etude de l'influence de l'intégrité de surface en tournage de l'acier 15-5PH sur la tenue en fatigue en flexion rotative*. Thèse, INSA de Lyon, 2014. (Cité en page 30)

[Cihak 2006] U Cihak, P Staron, H Clemens, J Homeyer, M Stockinger et J Tockner. *Characterization of residual stresses in turbine discs by neutron and high-energy X-ray diffraction and comparison to finite element modeling*. Materials Science and Engineering : A, vol. 437, no. 1, pages 75–82, 2006. (Cité en page 34)

[Clavel 1980] Michel Clavel. *Fatigue plastique et fissuration de deux alliages durcis par des précipités cohérents : étude comparative des mécanismes*. Thèse, Mines ParisTech, 1980. (Cité en page 38)

[Clavel 1982] M Clavel et A Pineau. *Fatigue behaviour of two nickel-base alloys I : Experimental results on low cycle fatigue, fatigue crack propagation and substructures*. Materials Science and Engineering, vol. 55, no. 2, pages 157–171, 1982. (Cité en page 38)

[Cochennec 2009] Florent Cochennec. *Simulation numérique du grenaillage de mise en forme pour une intégration produit-procédés en conception*. Thèse, Université de Technologie de Troyes, 2009. (Cité en pages 16 et 26)

[Connolley 2003] T Connolley, PAS Reed et MJ Starink. *Short crack initiation and growth at 600 C in notched specimens of Inconel718*. Materials Science and Engineering : A, vol. 340, no. 1, pages 139–154, 2003. (Cité en page 38)

[Convert 1993] F Convert. *Mesure des déplacements des pics de diffraction très larges dans l'analyse des contraintes par diffractométrie X. Méthode du barycentre-centré*. RFM Revue française de mécanique, no. 1, pages 81–92, 1993. (Cité en page 21)

[Coupard 2008] Dominique Coupard, Thierry Palin-luc, Philippe Bristiel, Vincent Ji et Christian Dumas. *Residual stresses in surface induction hardening of steels : Comparison between experiment and simulation*. Materials Science and Engineering : A, vol. 487, no. 1–2, pages 328–339, 2008. (Cité en page 23)

[Crossland 1956] Bernard Crossland. *Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel*. Proceedings Int. Conf. on Fatigue of Metals, Institution of Mechanical Engineers London, vol. 138, 1956. (Cité en page 31)

[Cullity 1978] Bernard Dennis Cullity. *Elements of X-ray Diffraction*. Addison-Wesley Publishing Company (ISBN 0-201-01174-3), 1978. (Cité en pages 18 et 166)

[Curtis 2003] S Curtis, ER De los Rios, CA Rodopoulos et A Levers. *Analysis of the effects of controlled shot peening on fatigue damage of high strength aluminium alloys*. International journal of fatigue, vol. 25, no. 1, pages 59–66, 2003. (Cité en page 30)

[Dai 2004] K Dai, J Villegas, Z Stone et L Shaw. *Finite element modeling of the surface roughness of 5052 Al alloy subjected to a surface severe plastic deformation process*. Acta Materialia, vol. 52, no. 20, pages 5771–5782, 2004. (Cité en page 12)

[De Keijser 1982] Th H De Keijser, JI Langford, Eric Jan Mittemeijer et ABP Vogels. *Use of the Voigt function in a single-line method for the analysis of X-ray diffraction line broadening*. Journal of Applied Crystallography, vol. 15, no. 3, pages 308–314, 1982. (Cité en page 21)

[Deperrois 1991] Andre Deperrois. *Sur le calcul de limites d'endurance des aciers*. Thèse, École Polytechnique X, 1991. (Cité en pages 30 et 128)

[Deslaef 2000] David Deslaef. *Modélisation numérique du grenaillage de précontrainte : approche tridimensionnelle et dynamique*. Thèse, Université de Technologie de Troyes, 2000. (Cité en pages 27 et 162)

[Desvignes 1987] Marc Desvignes. *Influence du grenaillage de precontrainte sur la tenue en service de l'acier 35cd4*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1987. (Cité en page 25)

[Devaux 2008] Alexandre Devaux, Loic Nazé, Régine Molins, André Pineau, A Organista, JY Guédou, JF Uginet et P Héritier. *Gamma double prime precipitation kinetic in Alloy 718*. Materials Science and Engineering : A, vol. 486, no. 1, pages 117–122, 2008. (Cité en page 35)

[Diepart 1992] CP Diepart. *Controlled Shot peening today*. Materials Science Forum, Trans Tech Publ, vol. 102, pages 517–532, 1992. (Cité en page 10)

[Dingley 1981] DJ Dingley. *A comparison of diffraction techniques for the SEM*. Scanning Electron Microscopy, vol. 4, pages 273–286, 1981. (Cité en page 182)

[Dionnet 1996] B Dionnet, M Francois, JL Lebrun et F Nardou. *Influence of tore geometry on X-ray stress analysis*. Proc. of the 4th European Conf. on Residual Stresses, 1996. (Cité en page 24)

[Dionnet 1999] B Dionnet, M François, JM Sprauel et F Nardou. *The influence of cylindrical geometry on X-ray stress tensor analysis. II. Applications*. Journal of applied crystallography, vol. 32, no. 5, pages 883–891, 1999. (Cité en pages 24 et 53)

[Doig 1978a] P Doig et PEJ Flewitt. *The X-ray measurement of axial stress on cylindrical curved surfaces*. Strain, vol. 14, no. 2, pages 52–57, 1978. (Cité en page 24)

[Doig 1978b] P Doig et PEJ Flewitt. *The X-ray measurement of tangential stress on cylindrically curved surfaces*. Philosophical Magazine A, vol. 37, no. 6, pages 749–757, 1978. (Cité en page 24)

[Doremus 2015] L Doremus, J Cormier, P Villechaise, G Henaff, Y Nadot et S Pierret. *Influence of residual stresses on the fatigue crack growth from surface anomalies in a nickel-based superalloy*. Materials Science and Engineering : A, vol. 644, pages 234–246, 2015. (Cité en page 38)

[Du Montcel 2009] Henri Tézenas Du Montcel, Loic Nazé, Vincent Maurel, Nadia Souaï, Roland E Logé et Jean Yves Guedou. *Ingénierie des joints de grain dans les alliages à base de Nickel*. XIXème Congrès Français de Mécanique, 2009. (Cité en page 183)

[Dyson 1974] BF Dyson et MJ Rodgers. *Prestrain, cavitation, and creep ductility*. Metal Science, vol. 8, no. 1, pages 261–266, 1974. (Cité en page 38)

[E2860 2012] E2860. *Standard test method for residual stress measurement by X-ray diffraction for bearing steels*. Norme ASTM International, 2012. (Cité en page 22)

[E915 2010] E915. *Standard test method for verifying the alignment of X-ray diffraction instrumentation for residual stress measurement*. Norme ASTM International, 2010. (Cité en pages 21 et 170)

[Eigenmann 1996] B Eigenmann et E Macherauch. *Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen. Teil III. Fortsetzung von Matwiss. und Werkstofftechn. Heft 3/1995, S. 148–160 und Heft 4/1995, S. 199–216*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, vol. 27, no. 9, pages 426–437, 1996. (Cité en page 171)

[ElTobgy 2004] MS ElTobgy, E Ng et MA Elbestawi. *Three-dimensional elastoplastic finite element model for residual stresses in the shot peening process*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture, vol. 218, no. 11, pages 1471–1481, 2004. (Cité en page 27)

[Eshelby 1957] John D Eshelby. *The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems*. Proceedings of the Royal Society of London A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences, The Royal Society, vol. 241, no. 1226, pages 376–396, 1957. (Cité en pages 15 et 27)

[Esling 2012] C Esling et HJ Bunge. *Texture et anisotropie des matériaux polycristallins Définitions et techniques expérimentales*. Editions TI Paris, pages 1–29, 2012. (Cité en page 59)

[Evans 2002] RW Evans. *Shot peening process : modelling, verification, and optimisation*. Materials science and technology, vol. 18, no. 8, pages 831–839, 2002. (Cité en page 27)

[Fathallah 1994] Raouf Fathallah. *Modélisation du procédé de grenaillage incidence des billes et taux de recouvrement*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1994. (Cité en pages 14, 25, 48, 159, 160 et 164)

[Fathallah 1996] R Fathallah, G Inglebert et L Castex. *Modelling of shot peening residual stresses and plastic deformation induced in metallic parts*. Proceedings of the 6th International Conference on Shot Peening, San Francisco, pages 464–473, 1996. (Cité en page 26)

[Fathallah 2004] R Fathallah, A Laamouri, H Sidhom et C Braham. *High cycle fatigue behavior prediction of shot-peened parts*. International Journal of Fatigue, vol. 26, no. 10, pages 1053–1067, 2004. (Cité en pages 30 et 128)

[Fayman 1987] Yvonne C Fayman. *Microstructural characterization and elemental partitioning in a direct-aged superalloy (DA 718)*. Materials Science and Engineering, vol. 92, pages 159–171, 1987. (Cité en page 38)

[Fessler 2017] E Fessler, E Andrieu, V Bonnand, V Chiaruttini et S Pierret. *Relation between crack growth behaviour and crack front morphology under hold-time conditions in DA Inconel 718*. International Journal of Fatigue, vol. 96, pages 17–27, 2017. (Cité en page 38)

[FichesAuto 2017] FichesAuto. *Fonctionnement d'une boîte de vitesses*, Site internet consulté le 05 novembre 2017. [http ://www.fiches-auto.fr/articles-auto/fonctionnement-d-une-auto/s-851-fonctionnement-d-une-boite-de-vitesses.php]. (Cité en page 4)

[Flavenot 1983] JF Flavenot, N Skalli et F Le Maître. *Fatigue Strength Estimation Incorporating Residual Stresses*. CIRP Annals-Manufacturing Technology, vol. 32, no. 1, pages 475–479, 1983. (Cité en page 31)

[Flavenot 1985] J.F. Flavenot. *Le grenaillage de précontrainte, influence des paramètres de l'opération sur les contraintes résiduelles introduites et sur la tenue en fatigue*. 9ème journée nationale sur le grenaillage de précontrainte, CETIM, 1985. (Cité en page 9)

[Fordham 1997] JD Fordham, R Pilkington et CC Tang. *The effect of different profiling techniques on the fatigue performance of metallic membranes of AISI 301 and Inconel 718*. International journal of fatigue, vol. 19, no. 6, pages 487–502, 1997. (Cité en page 38)

[Forrest 2013] Peter George Forrest. *Fatigue of metals*. Elsevier (ISBN 1-4831-6073-4), 2013. (Cité en page 29)

[Fournier 1977] D Fournier et A Pineau. *Low cycle fatigue behavior of Inconel 718 at 298 K and 823 K*. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 8, no. 7, pages 1095–1105, 1977. (Cité en page 38)

[Fournier 2001] L Fournier, D Delafosse et T Magnin. *Oxidation induced intergranular cracking and Portevin–Le Chatelier effect in nickel base superalloy 718*. Materials Science and Engineering : A, vol. 316, no. 1, pages 166–173, 2001. (Cité en page 38)

[Francois 1995] M Francois, B Dionnet, JM Sprauel et F Nardou. *The influence of cylindrical geometry on X-ray stress tensor analysis. I. General formulation*. Journal of applied crystallography, vol. 28, no. 6, pages 761–767, 1995. (Cité en pages 24 et 53)

[François 1991] Manuel François. *Détermination de contraintes résiduelles sur des fils d'acier eutectoïde de faible diamètre par diffraction des rayons X*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1991. (Cité en page 18)

[Frija 2013] Mounir Frija et Raouf Fathallah. *Simulation du procédé du grenaillage de précontrainte : Prévision des déformations plastiques, des contraintes résiduelles, de l'endommagement et de la rugosité superficielle*. Éditions Universitaires Européenes (ISBN 6-1315-5097-2), 2013. (Cité en page 9)

[Gadelmawla 2002] ES Gadelmawla, MM Koura, TMA Maksoud, IM Elewa et HH Soliman. *Roughness parameters*. Journal of materials processing technology, vol. 123, no. 1, pages 133–145, 2002. (Cité en page 64)

[Gallitelli 2012] D Gallitelli, J Badreddine, E Rouhaud, M Micoulaut, C Labergere et M François. *From process parameters to residual stress field : complete ultrasonic shot peening simulation*. 9th International conference on residual stress, Garmisch-Partenkirchen, 2012. (Cité en page 26)

[Gallitelli 2016] Donato Gallitelli, Vincent Boyer, Maxime Gelineau, Yann Colaitis, Emmanuelle Rouhaud, Delphine Retraint, Régis Kubler, Marc Desvignes et Laurent Barrallier. *Simulation of shot peening : From process parameters to residual stress fields in a structure*. Comptes Rendus Mécanique, vol. 344, no. 4, pages 355–374, 2016. (Cité en page 15)

[Gan 2016] Jin Gan, Di Sun, Zhou Wang, Peng Luo et Weiguo Wu. *The effect of shot peening on fatigue life of Q345D T-welded joint*. Journal of Constructional Steel Research, vol. 126, pages 74–82, 2016. (Cité en page 9)

[Gao 1994] Ming Gao, Daniel J Dwyer et Robert P Wei. *Chemical and microstructural aspects of creep crack growth in Inconel 718 alloy*. Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, pages 581–592, 1994. (Cité en page 38)

[Gelineau 2017] M Gelineau, L Barrallier, E Rouhaud, R Kubler, Q Puydt, J Badreddine, C Mauduit et B Weber. *Residual Stress Field Prediction and Fatigue Post Processing for Shot Peened Mechanical Parts With Complex Geometry*. Proceedings of the 13th International Conference on Shot Peening, pages 324–328, 2017. (Cité en page 3)

[Gerin 2016] Benjamin Gerin. *Modélisation des effets de défauts et d'intégrité de surface sur la tenue en fatigue dans les composants forgés*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 2016. (Cité en page 30)

[Glage 2010] A Glage, A Weidner et H Biermann. *Effect of austenite stability on the low cycle fatigue behavior and microstructure of high alloyed metastable austenitic cast TRIPsteels*. Procedia Engineering, vol. 2, no. 1, pages 2085–2094, 2010. (Cité en page 127)

[Goulmy 2017a] J Goulmy, V Boyer, L Toualbi, P Kanouté, S Kruch, D Retraint, E Rouhaud, A Deror et Q Puydt. *Assessment of Shot-Peening on Fatigue Life of Inconel 718 Turbine Disk*. Proceedings of the 13th International Conference on Shot Peening, pages 87–91, 2017. (Cité en page 3)

[Goulmy 2017b] Jean-Patrick Goulmy. *Modélisation de l'impact du grenaillage sur le comportement et l'endommagement en fatigue de l'Inconel 718*. Thèse, Université de Technologie de Troyes, 2017. (Cité en pages 3, 46, 150 et 165)

[Gourbesville 2000] Olivier Gourbesville. *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, Arts et Métiers ParisTech, 2000. (Cité en pages 20 et 35)

[Grasty 1996] LV Grasty et C Andrew. *Shot peen forming sheet metal : finite element prediction of deformed shape*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture, vol. 210, no. 4, pages 361–366, 1996. (Cité en page 28)

[Gravelius 1914] Harry Gravelius. *Grundriß der gesamten Gewässerkunde*. GJ Göschen, 1914. (Cité en page 183)

[Gravereau 2012] Pierre Gravereau. *Introduction à la pratique de la diffraction des rayons X par les poudres*. Publication Scientifique Université de Bordeaux, 2012. (Cité en page 18)

[Grayley 1989] M.E. Grayley. *Guide to the selection of surface treatments for the improvement of fatigue strength of steels*. Engineering Sciences Data Unit, 1989. (Cité en page 2)

[Guagliano 1999] M Guagliano, L Vergani, M Bandini et F Gili. *An approach to relate the shot peening parameters to the induced residual stresses*. Proceedings of the 7th International Conference on Shot Peening, pages 274–282, 1999. (Cité en page 26)

[Guagliano 2001] M Guagliano. *Relating Almen intensity to residual stresses induced by shot peening : a numerical approach*. Journal of Materials Processing Technology, vol. 110, no. 3, pages 277–286, 2001. (Cité en page 27)

[Guagliano 2004] M Guagliano et L Vergani. *An approach for prediction of fatigue strength of shot peened components*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 71, no. 4, pages 501–512, 2004. (Cité en page 29)

[Guechichi 1986] Hocine Guechichi. *Prévision des contraintes résiduelles dues au grenaillage de précontrainte*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1986. (Cité en page 25)

[Guédou 1994] JY Guédou, G Simon et JM Rongvaux. *Development of damage tolerant Inco 718 for high temperature usage*. Proceedings Superalloys 718, 625, 708 and various derivatives, pages 509–522, 1994. (Cité en page 38)

[Guiheux 2016] Romain Guiheux. *Comportement d'aciers à transformation de phase austénite-martensite pour la simulation du grenaillage de précontrainte*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 2016. (Cité en pages 3 et 68)

[Guiheux 2017] R Guiheux, S Berveiller, R Kubler, D Bouscaud, E Patoor, Q Puydt, P Osmond et B Weber. *Shot Peening Analysis on Trip780 Steel Exhibiting Martensitic Transformation*. Proceedings of the 13th International Conference on Shot Peening, pages 329–334, 2017. (Cité en page 3)

[Hall 1977] MM Hall, VG Veeraraghavan, Herman Rubin et PG Winchell. *The approximation of symmetric X-ray peaks by Pearson type VII distributions*. Journal of Applied Crystallography, vol. 10, no. 1, pages 66–68, 1977. (Cité en page 21)

[Hamdane 1990] Nidhal Hamdane. *Modelisation des contraintes residuelles introduites par martelage dans les parois d'un tube de generateur de vapeur*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1990. (Cité en page 25)

[Han 2000] K Han, D Peric, AJL Crook et DRJ Owen. *A combined finite/discrete element simulation of shot peening processes–Part I : studies on 2D interaction laws*. Engineering Computations, vol. 17, no. 5, pages 593–620, 2000. (Cité en page 27)

[Hauk 1997] Viktor Hauk. *Structural and residual stress analysis by nondestructive methods : Evaluation-Application-Assessment*. Elsevier (ISBN 0-4448-2476-6), 1997. (Cité en page 18)

[Hénaff 2005] Gilbert Hénaff et Franck Morel. *Fatigue des structures : endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture*. Ellipses (ISBN 978-2-7298-2322-1), 2005. (Cité en page 29)

[Héripré 2006] Eva Héripré. *Méthode de couplage multi-échelles entre simulations numériques polycristallines et mesures de champs pour l'identification des paramètres de lois de comportement et de fissuration des matériaux métalliques. Application à l'étude des alliages TiAl.* Thèse, École Polytechnique X, 2006. (Cité en page 183)

[Heyes 1998] AM Heyes. *Automotive component failures*. Engineering Failure Analysis, vol. 5, no. 2, pages 129–141, 1998. (Cité en page 9)

[Hielscher 2008] R Hielscher et H Schaeben. *A novel pole figure inversion method : specification of the MTEX algorithm*. Journal of Applied Crystallography, vol. 41, no. 6, pages 1024–1037, 2008. (Cité en page 179)

[Hill 1996] Michael R Hill. *Determination of residual stress based on the estimation of eigenstrain*. Thèse, Stanford University, 1996. (Cité en page 28)

[Hill 1998] Michael R Hill et Drew V Nelson. *The localized eigenstrain method for determination of triaxial residual stress in welds*. ASME Publications PVP, vol. 373, pages 397–404, 1998. (Cité en page 28)

[Hitchcock 1988] Peter B. Hitchcock. *International tables for crystallography*. Elsevier (ISBN 90-277-2280-3), vol. A, 1988. (Cité en page 36)

[Hornbach 1995] Douglas J Hornbach, Paul S Prevéy et Perry W Mason. *X-ray Diffraction Characterization of the Residual Stress and Hardness Distributions in Induction Hardened Gears*. Proceedings of the 1st International Conference on Induction Hardened Gears and Critical Components, 1995. (Cité en pages 23 et 157)

[Inglebert 1984] Geneviève Inglebert. *Analyse simplifiée des structures élasto-visco-plastiques sous chargements cycliques*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1984. (Cité en page 25)

[Jacquelin 1983] Bernard Jacquelin. *Amorçage des fissures en fatigue oligocyclique sous chargement multiaxial*. Thèse, Mines ParisTech, 1983. (Cité en page 38)

[James 2010] MN James, M Newby, DG Hattingh et A Steuwer. *Shot-peening of steam turbine blades : residual stresses and their modification by fatigue cycling*. Procedia Engineering, vol. 2, no. 1, pages 441–451, 2010. (Cité en page 9)

[Jebahi 2016] Mohamed Jebahi, Augustin Gakwaya, Julie Lévesque, Oussama Mechri et Kadiata Ba. *Robust methodology to simulate real shot peening process using discrete-continuum coupling method*. International Journal of Mechanical Sciences, vol. 107, pages 21–33, 2016. (Cité en page 27)

[Ji 1989] Ning Ji. *Application de l'analyse des profils de raies de diffraction x pour caracteriser l'etat microstructural et mecanique des materiaux metalliques*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1989. (Cité en page 21)

[Jun 2010] Tea-Sung Jun et Alexander M Korsunsky. *Evaluation of residual stresses and strains using the eigenstrain reconstruction method*. International Journal of Solids and Structures, vol. 47, no. 13, pages 1678–1686, 2010. (Cité en page 28)

[Karuppanan 2002] Saravannan Karuppanan, Jose Solis Romero, Eduardo R de los Rios, Chris Rodopoulos et Andrew Levers. *A theoretical and experimental investigation into the development of coverage in shot peening*. Shot Peening, pages 101–107, 2002. (Cité en page 12)

[Kato 2014] Yuki Kato, Masaki Omiya et Hiroaki Hoshino. *Modelling of Particle Behaviour in Shot Peening Process*. Journal of Mechanical Engineering and Automation, vol. 4, no. 3, pages 83–91, 2014. (Cité en page 26)

[Khabou 1989] M Taoufik Khabou. *Modélisation du comportement et des contraintes résiduelles introduites dans un matériau soumis à un grenaillage*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1989. (Cité en pages 25, 161, 162, 163 et 164)

[Kim 2011] Taehyung Kim, Hyungyil Lee, Hong Chul Hyun et Sunghwan Jung. *A simple but effective FE model with plastic shot for evaluation of peening residual stress and its experimental validation*. Materials Science and Engineering : A, vol. 528, no. 18, pages 5945–5954, 2011. (Cité en page 27)

[Kim 2012a] Taehyung Kim, Hyungyil Lee, Sunghwan Jung et Jin Haeng Lee. *A 3D FE model with plastic shot for evaluation of equi-biaxial peening residual stress due to multi-impacts*. Surface and Coatings Technology, vol. 206, no. 13, pages 3125–3136, 2012. (Cité en page 27)

[Kim 2012b] Taehyung Kim, Hyungyil Lee, Minsoo Kim et Sunghwan Jung. *A 3D FE model for evaluation of peening residual stress under angled multi-shot impacts*. Surface and Coatings Technology, vol. 206, no. 19, pages 3981–3988, 2012. (Cité en page 27)

[Kirk 1993] D Kirk et R Hollyoak. *Factors affecting Almen strip curvature reading*. Proceedings of the 7th International Conference on Shot Peening, pages 291–300, 1993. (Cité en page 48)

[Kirk 1995] D Kirk et MY Abyaneh. *Theoretical basis of shot peening coverage control*. Shot Peener(USA), vol. 9, no. 2, pages 28–30, 1995. (Cité en page 12)

[Kirk 2012] David Kirk et I Coventry. *An evolutionary guide to shot peening intensity measurement*. The Shot Peener, Spring, pages 24–32, 2012. (Cité en page 10)

[Klotz 2017] T Klotz, D Delbergue, H Miao, P Bocher, M Lévesque et M Brochu. *Analytical Fatigue Life Prediction of Shot Peened Inconel 718*. Proceedings of the 13th International Conference on Shot Peening, pages 244–247, 2017. (Cité en page 3)

[Kobayashi 1998] M Kobayashi, T Matsui et Y Murakami. *Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening*. International Journal of Fatigue, vol. 20, no. 5, pages 351–357, 1998. (Cité en page 27)

[Korsunsky 2005] AM Korsunsky. *On the modelling of residual stresses due to surface peening using eigenstrain distributions*. The Journal of Strain Analysis for Engineering Design, vol. 40, no. 8, pages 817–824, 2005. (Cité en page 28)

[Korsunsky 2006] AM Korsunsky. *Residual elastic strain due to laser shock peening : modelling by eigenstrain distribution*. The Journal of Strain Analysis for Engineering Design, vol. 41, no. 3, pages 195–204, 2006. (Cité en pages 4 et 28)

[Korsunsky 2007a] Alexander M Korsunsky. *Residual elastic strains in autofrettaged tubes : elastic–ideally plastic model analysis*. Journal of engineering materials and technology, vol. 129, no. 1, pages 77–81, 2007. (Cité en page 28)

[Korsunsky 2007b] Alexander M Korsunsky, Gabriel M Regino et David Nowell. *Variational eigenstrain analysis of residual stresses in a welded plate*. International Journal of Solids and Structures, vol. 44, no. 13, pages 4574–4591, 2007. (Cité en page 28)

[Krueger 1989] DD Krueger. *The development of direct age 718 for gas turbine engine disk applications*. Superalloy 718 : Metallurgy and Applications, pages 279–296, 1989. (Cité en pages 34, 35 et 38)

[Kuo 2009] C-M Kuo, Y-T Yang, H-Y Bor, C-N Wei et C-C Tai. *Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy*. Materials Science and Engineering : A, vol. 510, pages 289–294, 2009. (Cité en pages 34, 35 et 38)

[Le Coz 2012] Gael Le Coz. *Milling of Inconel 718 : Surface integrity, temperature measurement and analytical model of peripheral milling*. Thèse, Université de Lorraine, 2012. (Cité en page 33)

[Le Guernic 1996] Yves Le Guernic et JS Eckersley. *Peenstress software selects shot peening parameters*. Proceedings of the 6th International Conference on Shot Peening, San Francisco, pages 481–492, 1996. (Cité en page 25)

[Lecoffre 1993] Y Lecoffre, X Bonazzi, F Jouet et D Huet. *A real time particle velocity measuring system for use in shot peening*. Proceedings of the 5th International Conference on Shot Peening, Oxford, pages 61–68, 1993. (Cité en page 26)

[Levenberg 2010] Eyal Levenberg. *Advanced Asphalt Pavement Topics*. Lecture notes (019702), 2010. (Cité en page 146)

[Levers 1998] Andrew Levers et Alan Prior. *Finite element analysis of shot peening*. Journal of Materials Processing Technology, vol. 80, pages 304–308, 1998. (Cité en page 28)

[Levieil 2016] B Levieil, F Bridier, C Doudard, D Thevenet et S Calloch. *User Influence on Two Complementary Residual Stress Determination Methods : Contour Method and Incremental X-Ray Diffraction*. Experimental Mechanics, vol. 56, no. 9, pages 1641–1652, 2016. (Cité en page 23)

[Li 1992] JK Li, Yao Mei, Wang Duo et Wang Renzhi. *An analysis of stress concentrations caused by shot peening and its application in predicting fatigue strength*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, vol. 15, no. 12, pages 1271–1279, 1992. (Cité en page 30)

[Lieurade 1987] HP Lieurade. *The Effect of Residual Stresses on the Fatigue Behaviour of Industrial Parts and Structures*. Pergamon Press, Advances in Surface Treatments. Technology–Applications–Effects, vol. 4, pages 455–482, 1987. (Cité en page 29)

[Lillamand 1998] Ivan Lillamand. *Evolutions d'une couche grenaillee sous sollicitations thermiques et mecaniques cas de la fatigue oligocyclique*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1998. (Cité en pages 25, 159, 161 et 164)

[Lodini 2013] Alain Lodini et Thierry Baudin. *Rayonnement synchrotron, rayons X et neutrons au service des matériaux*. EDP Sciences (ISBN 978-2-7598-0020-9), 2013. (Cité en pages 18, 20 et 21)

[Lu 2006] Jian Lu. *Traitements de surface mécaniques Principes*. Techniques de l'ingénieur. Matériaux métalliques, no. M1190, 2006. (Cité en pages 13 et 17)

[Lynch 1994] SP Lynch, TC Radtke, BJ Wicks et RT Byrnes. *Fatigue crack growth in Nickel-based superallys at 500-700˚C. II : direct-aged alloy 718*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, vol. 17, no. 3, pages 313–325, 1994. (Cité en page 38)

[Mabelly 1996] Pierre Mabelly. *Contribution à l'étude des pics de diffraction approche expérimentale et modélisation micromécanique*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1996. (Cité en page 20)

[Macherauch 1987] Eckard Macherauch. *Introduction to residual stress*. Advances in surface treatments, 1987. (Cité en pages 12, 13 et 172)

[Magnier-Monin 2007] Laure Magnier-Monin. *Tenue en service d'assemblages soudés en acier 304L : influence des contraintes résiduelles et du parachèvement mécanique*. Thèse, Université de Lille, 2007. (Cité en page 17)

[Magnin 1984] T Magnin, J Driver, J Lepinoux et LP Kubin. *Aspects microstructuraux de la déformation cyclique dans les métaux et alliages CC et CFC II.—Saturation cyclique et localisation de la déformation*. Revue de physique appliquée, vol. 19, no. 7, pages 483–502, 1984. (Cité en page 68)

[Mahagaonkar 2009] SB Mahagaonkar, PK Brahmankar et CY Seemikeri. *Effect on fatigue performance of shot peened components : An analysis using DOE technique*. International Journal of Fatigue, vol. 31, no. 4, pages 693–702, 2009. (Cité en page 29)

[Majzoobi 2005] GH Majzoobi, R Azizi et A Alavi Nia. *A three-dimensional simulation of shot peening process using multiple shot impacts*. Journal of Materials Processing Technology, vol. 164, pages 1226–1234, 2005. (Cité en page 27)

[Marouf 2013] Nabil Marouf. *Réponse d'un contact équivalent aube/disque Udimet 720-MC2 vis-à-vis des processus de fretting fissuration : Influence de la microstructure et comportement de contraintes résiduelles de grenaillage*. Thèse, Ecole Centrale de Lyon, 2013. (Cité en page 10)

[Marty 1996] Benoît Marty. *Etude métallurgique de l'alliage 718 forgé par analyse de profils de raies de diffraction X*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1996. (Cité en pages 18, 21, 57 et 168)

[Masmoudi Khebou 1990] Neila Masmoudi Khebou. *Etude de l'evolution des contraintes de grenaillage en fatigue a haute temperature pour le superalliage base nickel in100*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1990. (Cité en page 29)

[Mauduit 2017] C Mauduit, R Kubler, L Barrallier, S Berveiller, Q Puydt, M Monin et B Weber. *Analysis of Residual Stress Relaxation Under Mechanical Cyclic Loading of Shot-Peened Trip780 Steel Until Fatigue Lifetime*. Proceedings of the 13th International Conference on Shot Peening, pages 172–177, 2017. (Cité en pages 3 et 120)

[Mauduit 2018] Clément Mauduit. *Évolution des couches grenaillées sous sollicitations mécaniques cycliques d'un acier multiphasé – Modélisation de la relaxation et de la tenue en fatigue*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 2018. (Cité en pages 3, 113, 114, 128 et 134)

[McClung 2005] RC McClung. *A bibliography and abstracts on the stability of residual stresses and their influence on fatigue*. Southwest Research Institute, 2005. (Cité en page 29)

[Meguid 1999] SA Meguid, G Shagal, JC Stranart et J Daly. *Three-dimensional dynamic finite element analysis of shot-peening induced residual stresses*. Finite elements in analysis and design, vol. 31, no. 3, pages 179–191, 1999. (Cité en page 27)

[Meguid 2002] SA Meguid, G Shagal et JC Stranart. *3D FE analysis of peening of strain-rate sensitive materials using multiple impingement model*. International Journal of Impact Engineering, vol. 27, no. 2, pages 119–134, 2002. (Cité en page 27)

[MIC 2005] Metal Improvement Company MIC. *Shot peening applications*. Green Book – 9th Edition, 2005. (Cité en pages 10 et 15)

[Mitchell 2001] A Mitchell et T Wang. *Solidification and Precipitation in IN718*. Superalloys, vol. 718, pages 625–706, 2001. (Cité en page 35)

[Mittemeijer 2013] Eric J. Mittemeijer et Paolo Scardi. *Diffraction Analysis of the Microstructure of Materials*. Springer Science & Business Media (ISBN 978-3-6620-6723-9), 2013. (Cité en page 169)

[Molins 1997] Régine Molins, JC Chassaigne et Eric Andrieu. *Nickel based alloy intergranular embrittlement in relation with oxidation mechanisms*. Materials science forum, Trans Tech Publ, vol. 251, pages 445–452, 1997. (Cité en page 38)

[Mons 1996] Claude Mons. *Traitements thermiques des superalliages*. Techniques de l'ingénieur, no. M1165, Octobre 1996. (Cité en pages 33 et 35)

[Montay 2011] Guillaume Montay, Afaf Maras et Emmanuelle Rouhaud. *Analyse des contraintes résiduelles par la méthode de la rainure et du trou incrémental*. 20ème Congrès Français de Mécanique, Besançon, 2011. (Cité en page 17)

[Moore 1958] MG Moore et WP Evans. *Mathematical Correction for Stress in Removed Layers in X-Ray Diffraction Residual Stress Analysis*. SAE Trans. 66, pages 340–345, 1958. (Cité en pages 23, 98 et 152)

[Morançais 2016] Amélie Morançais. *Etude du grenaillage sur la durée de vie des aubes monocristallines de turbine*. Thèse, Université de Technologie de Troyes, 2016. (Cité en page 89)

[Mori 1996] Ken-ichiro Mori, Kozo Osakada et Naoki Matsuoka. *Rigid-plastic finite element simulation of peening process with plastically deforming shot*. JSME international journal. Ser. A, Mechanics and material engineering, vol. 39, no. 3, pages 306–312, 1996. (Cité en page 27)

[Muniramappa 2017] Jayanth Kumar Muniramappa. *Residual stresses analysis of shot peened mechanical parts with complex geometries*. Mémoire de Master, École Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, 2017. (Cité en page 51)

[Mura 1982] Toshio Mura. *Micromechanics of defects in solids*. Springer (ISBN 978-94-011-8548-6), pages 1–62, 1982. (Cité en pages 15 et 27)

[Musinski 2015] William D Musinski et David L McDowell. *On the eigenstrain application of shot-peened residual stresses within a crystal plasticity framework : Application to Ni-base superalloy specimens*. International Journal of Mechanical Sciences, vol. 100, pages 195–208, 2015. (Cité en pages 4 et 28)

[NF-13067 2012] NF-13067. *Analyse par microfaisceaux - Diffraction d'électrons retrodiffusés - Mesurage de la taille moyenne des grains*. Norme AFNOR, 2012. (Cité en pages 182 et 183)

[NF-15305 2009] NF-15305. *Essais non-destructifs - Méthode d'essai pour l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X*. Norme AFNOR, 2009. (Cité en pages 20, 21, 23, 52, 53, 54, 59 et 179)

[NF-6507-1 2006] NF-6507-1. *Matériaux métalliques - Essai de dureté Vickers*. Norme AFNOR, 2006. (Cité en page 54)

[NF-L06-831 2006] NF-L06-831. *Série aérospatiale - Pièces métalliques - Mise en contrainte de compression superficielle - Billes d'acier, billes de verre et billes de céramique (grenailles sphériques)*. Norme AFNOR, 2006. (Cité en page 11)

[NF-L06-832 2008] NF-L06-832. *Série aérospatiale - Grenaillage conventionnel destiné à la mise en contrainte de compression superficielle de pièces métalliques*. Norme AFNOR, 2008. (Cité en page 11)

[Niku-Lari 1985] A Niku-Lari, J Lu et JF Flavenot. *Measurement of residual-stress distribution by the incremental hole-drilling method*. Journal of Mechanical Working Technology, vol. 11, no. 2, pages 167–188, 1985. (Cité en page 17)

[NIST 2017] NIST. *X-ray Mass Attenuation Coefficients*, Site internet consulté le 05 novembre 2017. [https ://physics.nist.gov/PhysRefData/XrayMassCoef/tab3.html]. (Cité en page 56)

[Noyan 2013] Ismail C Noyan et Jerome B Cohen. *Residual stress : measurement by diffraction and interpretation*. Springer (ISBN 978-1-4613-9571-3), 2013. (Cité en page 18)

[Ogilvie 1952] Robert E Ogilvie. *Stress Measurement with the X-ray Spectrometer*. Thèse, Massachusetts Institute of Technology, 1952. (Cité en page 21)

[O'Hara 1984] P O'Hara. *Developments in the shot peening process*. Materials & design, vol. 5, no. 4, pages 161–166, 1984. (Cité en page 9)

[Osinkolu 2003] GA Osinkolu, G Onofrio et M Marchionni. *Fatigue crack growth in polycrystalline IN 718 superalloy*. Materials Science and Engineering : A, vol. 356, no. 1, pages 425–433, 2003. (Cité en page 38)

[Ould Mohamed Mahmoud 2007] Choumad Ould Mohamed Mahmoud. *Analyse des contraintes résiduelles générées lors du grenaillage : approches analytique, numérique et expérimentale des impacts de billes*. Thèse, Université de Technologie de Troyes, 2007. (Cité en page 26)

[Pautrat 2013] Alexis Pautrat. *Étude expérimentale quantitative de la solidification de l'inconel 718 en fonderie*. Thèse, Mines ParisTech, 2013. (Cité en pages 35, 37, 52 et 57)

[Pedersen 1989] TF Pedersen et ILH Hansson. *Finite element calculations for correction of residual stress profiles of coated and uncoated materials measured by X-ray diffraction*. NDT International, vol. 22, no. 6, pages 347–352, 1989. (Cité en page 23)

[Pédron 1982] JP Pédron et A Pineau. *The effect of microstructure and environment on the crack growth behaviour of Inconel 718 alloy at 650 C under fatigue, creep and combined loading*. Materials science and engineering, vol. 56, no. 2, pages 143–156, 1982. (Cité en page 38)

[Pieraggi 1994] B Pieraggi et JF Uginet. *Fatigue and creep properties in relation with alloy 718 microstructure*. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, pages 535–544, 1994. (Cité en page 38)

[Poilane 1998] Christophe Poilane. *Caractérisation mécanique des matériaux en faible épaisseur par interférométrie numérique. Application aux essais de gonflement et de traction.* Thèse, Université de Franche-Comté, 1998. (Cité en page 17)

[Pollock 2006] Tresa M Pollock et Sammy Tin. *Nickel-based superalloys for advanced turbine engines : chemistry, microstructure and properties*. Journal of propulsion and power, vol. 22, no. 2, pages 361–374, 2006. (Cité en page 35)

[Ponnelle 2000] S Ponnelle, B Brethes et A Pineau. *Orientational effects on fatigue crack growth rates in a forged disc of Inconel 718 superalloy*. Proceedings of the ECF13, San Sebastian, 2000. (Cité en page 38)

[Ponnelle 2001] Sylvain Ponnelle. *Propagation des fissures par fatigue à haute température dans l'Inconel 718 : Effets de microstructure et de chargements complexes*. Thèse, Mines ParisTech, 2001. (Cité en page 36)

[Prevéy 1986] Paul S Prevéy. *X-ray diffraction residual stress techniques*. ASM International, ASM Handbook, vol. 10, pages 380–392, 1986. (Cité en page 20)

[Prevéy 1987] Paul S Prevéy. *The measurement of subsurface residual stress and cold work distributions in nickel base alloys*. Residual Stress in Design, Process and Materials Selection, WB Young, ed., ASME, Metals Park, OH, pages 11–19, 1987. (Cité en page 66)

[Prevéy 1991] Paul S Prevéy et Perry W Mason. *The use of X-ray diffraction to determine the triaxial stress state in cylindrical specimens*. Practical applications of residual stress technology), ASM, 1991. (Cité en page 24)

[Prevéy 2000] Paul S Prevéy. *The effect of cold work on the thermal stability of residual compression in surface enhanced IN718*. Rapport technique, DTIC Document, 2000. (Cité en page 38)

[Priester 2012] Louisette Priester. *Les joints de grains*. EDP sciences (ISBN 2-86883-872-3), 2012. (Cité en page 183)

[Prime 2001] Michael B Prime. *Cross-sectional mapping of residual stresses by measuring the surface contour after a cut*. Transactions-American society of mechanical engineers journal of engineering materials and technology, vol. 123, no. 2, pages 162–168, 2001. (Cité en page 17)

[Rachinger 1948] William A Rachinger. *A Correction for the $\alpha 1$ $\alpha 2$ Doublet in the Measurement of Widths of X-ray Diffraction Lines*. Journal of scientific instruments, vol. 25, no. 7, pages 254–255, 1948. (Cité en pages 54 et 169)

[Radhakrishnan 1976] VM Radhakrishnan et CR Prasad. *Relaxation of residual stress with fatigue loading*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 8, no. 4, 1976. (Cité en page 29)

[Renaud 2011] Pierre Renaud. *Modélisation numérique du grenaillage des pièces initialement cémentées ou carbonitrurées*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 2011. (Cité en page 25)

[RHD 2017] RHD. *Fournisseur de ressorts de compression*, Site internet consulté le 05 novembre 2017. [http ://www.rhd.fr/fournisseur-ressort-compression.html]. (Cité en page 4)

[Rietveld 1969] HaM Rietveld. *A profile refinement method for nuclear and magnetic structures*. Journal of applied Crystallography, vol. 2, no. 2, pages 65–71, 1969. (Cité en page 21)

[Roland 2006] Thierry Roland, Delphine Retraint, Ke Lu et Jian Lu. *Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment*. Scripta Materialia, vol. 54, no. 11, pages 1949–1954, 2006. (Cité en page 64)

[Rossini 2012] NS Rossini, Michele Dassisti, KY Benyounis et Abdul-Ghani Olabi. *Methods of measuring residual stresses in components*. Materials & Design, vol. 35, pages 572–588, 2012. (Cité en page 17)

[Rouhaud 1997] Emmanuelle Rouhaud, Alain Milley et Jian Lu. *Introduction of residual stress fields in finite element three-dimensional structures*. Proceedings of the 5th International Conference on Residual Stresses, 1997. (Cité en page 28)

[Rouhaud 2002] Emmanuelle Rouhaud et David Deslaef. *Influence of shots' material on shot peening, a finite element model*. Materials science forum, Trans Tech Publ, vol. 404, pages 153–158, 2002. (Cité en page 27)

[Rouhaud 2005] Emmanuelle Rouhaud, Abderrahman Ouakka, Choumad Ould, JL Chaboche et M Francois. *Finite elements model of shot peening, effects of constitutive laws of the material*. Proceedings ICSP-9, Paris, France, 2005. (Cité en page 27)

[Rouquette 2009] Sébastien Rouquette, Emmanuelle Rouhaud, Manuel François, Arjen Roos et Jean-Louis Chaboche. *Coupled thermo-mechanical simulations of shot impacts : Effects of the temperature on the residual stress field due to shot-peening*. Journal of Materials Processing Technology, vol. 209, no. 8, pages 3879–3886, 2009. (Cité en page 27)

[Rouyer 2017] Pamela Rouyer. *PV grenaillage de précontrainte : traitement d'éprouvettes joncs TRIP modalité G1*. Note interne IRT M2P (170130), 2017. (Cité en page 116)

[Sadananda 1980] K Sadananda et P Shahinian. *The effect of environment on the creep crack growth behavior several structural alloys*. Materials Science and Engineering, vol. 43, no. 2, pages 159–168, 1980. (Cité en page 38)

[Salvati 2017] E Salvati, AJG Lunt, S Ying, T Sui, HJ Zhang, C Heason, G Baxter et AM Korsunsky. *Eigenstrain reconstruction of residual strains in an additively manufactured and shot peened nickel superalloy compressor blade*. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 2017. (Cité en page 28)

[Sanjurjo 2014] Pedro Sanjurjo, Cristina Rodríguez, Inés Peñuelas, Tomás Eduardo García et Francisco Javier Belzunce. *Influence of the target material constitutive model on the numerical simulation of a shot peening process*. Surface and Coatings Technology, vol. 258, pages 822–831, 2014. (Cité en page 27)

[Šarga 2013] Patrik Šarga et František Menda. *Comparison of ring-core method and hole-drilling method used for determining residual stresses*. American Journal of Mechanical Engineering, vol. 1, no. 7, pages 335–338, 2013. (Cité en page 17)

[Savaria 2012] Vincent Savaria, Florent Bridier et Philippe Bocher. *Computational quantification and correction of the errors induced by layer removal for subsurface residual stress measurements*. International Journal of Mechanical Sciences, vol. 64, no. 1, pages 184–195, 2012. (Cité en pages 23, 84, 98 et 157)

[Savaria 2014] Vincent Savaria. *Contraintes résiduelles et leurs impacts sur l'amorçage de fissures en fatigue de flexion dans des engrenages aéronautiques durcis superficiellement par induction*. Thèse, École de Technologie Supérieure de Montréal, 2014. (Cité en pages 23 et 155)

[Schafrik 2001] Robert E Schafrik, Douglas D Ward et Jon R Groh. *Application of alloy 718 in GE aircraft engines : past, present and next five years*. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, pages 1–11, 2001. (Cité en page 38)

[Scherrer 1918] P Scherrer. *Estimation of the size and internal structure of colloidal particles by means of röntgen*. Nach. Ges. Wiss. Göttingen, vol. 2, pages 96–100, 1918. (Cité en page 57)

[Schijve 2003] Jaap Schijve. *Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art*. International Journal of Fatigue, vol. 25, no. 8, pages 679–702, 2003. (Cité en page 29)

[Schlesinger 2017] Michael Schlesinger, Thomas Seifert et Johannes Preussner. *Experimental investigation of the time and temperature dependent growth of fatigue cracks in Inconel 718 and mechanism based lifetime prediction*. International Journal of Fatigue, vol. 99, pages 242–249, 2017. (Cité en page 38)

[Schmidt 1989] Niels-Henrik Schmidt et Niels O Olesen. *Computer-aided determination of crystal-lattice orientation from electron channeling patterns in the SEM*. The Canadian Mineralogist, vol. 27, no. 1, pages 15–22, 1989. (Cité en page 182)

[Schulze 2008] V Schulze, M Zimmermann et M Klemenz. *State of the art in shot peening simulation*. Proceedings of the 10th International Conference on Shot Peening, Tokyo, pages 15–18, 2008. (Cité en pages 3 et 26)

[Schütz 1996] Walter Schütz. *A history of fatigue*. Engineering fracture mechanics, vol. 54, no. 2, pages 263–300, 1996. (Cité en page 29)

[Selva 2015] P Selva, B Lorrain, J Alexis, A Seror, A Longuet, C Mary et F Denard. *Multiaxial Fatigue Analysis of a High Performance Nickel-Based Superalloy*. World Academy of Science, Engineering and Technology, International Journal of Chemical, Molecular, Nuclear, Materials and Metallurgical Engineering, vol. 9, no. 4, pages 544–549, 2015. (Cité en page 38)

[Serasli 2016] Karim Serasli, Douglas Cave et Ed Kingston. *Residual Stress Measurements Using the Contour, Deep-Hole Drilling and Neutron Diffraction Methods in T-Section Specimens*. ASME 2016 Pressure Vessels and Piping Conference, American Society of Mechanical Engineers, 2016. (Cité en page 17)

[Shamshirsaz 1995] Mahnaz Shamshirsaz. *Contraintes résiduelles dues à l'élaboration dans des plaques métalliques minces multicouches*. Thèse, Université de Lille, 1995. (Cité en pages 13 et 17)

[Shirin 2010] Afroza Shirin et Md Islam. *Numerical solutions of Fredholm integral equations using Bernstein polynomials*. J. Sci. Res., vol. 2, no. 264, 2010. (Cité en page 147)

[Sines 1959] George Sines, Joseph Lewis Waisman et Thomas James Dolan. *Metal fatigue*. McGraw-Hill, 1959. (Cité en page 127)

[Skoog 2003] Douglas Arvid Skoog, F James Holler et Timothy A Nieman. *Principes d'analyse instrumentale*. De Boeck Supérieur, 2003. (Cité en page 18)

[Slama 2000] C Slama et M Abdellaoui. *Structural characterization of the aged Inconel 718*. Journal of alloys and compounds, vol. 306, no. 1, pages 277–284, 2000. (Cité en page 35)

[Slim 1995] Samir Slim. *Identification des paramètres d'une loi de comportement élastoplastique pour le grenaillage*. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 1995. (Cité en page 12)

[Soady 2013] KA Soady, BG Mellor, GD West, G Harrison, A Morris et PAS Reed. *Evaluating surface deformation and near surface strain hardening resulting from shot peening a tempered martensitic steel and application to low cycle fatigue*. International Journal of Fatigue, vol. 54, pages 106–117, 2013. (Cité en pages 64 et 66)

[Srikant 2006] G Srikant, N Chollacoop et U Ramamurty. *Plastic strain distribution underneath a Vickers Indenter : Role of yield strength and work hardening exponent*. Acta materialia, vol. 54, no. 19, pages 5171–5178, 2006. (Cité en page 66)

[Stacey 2000] A Stacey, J-Y Barthelemy, RH Leggatt et RA Ainsworth. *Incorporation of residual stresses into the SINTAP defect assessment procedure*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 67, no. 6, pages 573–611, 2000. (Cité en page 4)

[Staron 2011] Peter Staron, Ulrike Cihak, Helmut Clemens, Martin Stockinger et Andreas Schreyer. *Characterization of Residual Stresses in 718 Turbine Discs by Neutron Diffraction and Finite Element Modelling*. Advanced Materials Research, Trans Tech Publ, vol. 278, pages 102–107, 2011. (Cité en page 34)

[Ter-Ovanessian 2011] Benoît Ter-Ovanessian. *Etude comparative de différents superalliages base Ni pour ressorts de systèmes de maintien*. Thèse, Université de Toulouse, 2011. (Cité en page 35)

[Texier 2016] Damien Texier, Jonathan Cormier, Patrick Villechaise, Jean-Charles Stinville, Chris J Torbet, Stéphane Pierret et Tresa M Pollock. *Crack initiation sensitivity of wrought direct aged alloy 718 in the very high cycle fatigue regime : the role of non-metallic inclusions*. Materials Science and Engineering : A, vol. 678, pages 122–136, 2016. (Cité en page 36)

[Thompson 2001] Albert Thompson et Douglas Vaughan. *X-Ray Data Booklet*. Lawrence Berkeley National Laboratory, University of California, 2001. (Cité en page 169)

[Ueda 1975] Yukio Ueda, Keiji Fukuda, Keiji Nakacho et Setsuo Endo. *A new measuring method of residual stresses with the aid of finite element method and reliability of estimated values*. Journal of the Society of Naval Architects of Japan, vol. 1975, no. 138, pages 499–507, 1975. (Cité en page 27)

[Ueda 1979] Yukio Ueda, Keiji Fukuda et Masayuki Tanigawa. *New measuring method of three dimensional residual stresses based on theory of inherent strain (welding mechanics, strength & design)*. Transactions of JWRI, vol. 8, no. 2, pages 249–256, 1979. (Cité en page 27)

[Van 2000] Eerden RL Van, K Cambell, ML Holly*et al. Manual on Design and Manufacture of Torsion Bar Springs and Stabilizer Bars, SAE HS-796*. SAE International, 2000. (Cité en page 10)

[Vander Voort 1984] George F Vander Voort. *Metallography, principles and practice*. ASM International (ISBN 0-87170-672-5), 1984. (Cité en page 51)

[VanLuchene 1995] RD VanLuchene, J Johnson et RG Carpenter. *Induced stress relationships for wing skin forming by shot peening*. Journal of materials engineering and performance, vol. 4, no. 3, pages 283–290, 1995. (Cité en page 28)

[Vasu 2013] Anoop Vasu et Ramana V Grandhi. *Effects of curved geometry on residual stress in laser peening*. Surface and Coatings Technology, vol. 218, pages 71–79, 2013. (Cité en page 4)

[Villard 1996] C Villard, A Viola, E Zeller, P Castellucci et JM Duchazeaubeneix. *Techniques de mesures de contraintes résiduelles. Contribution à l'étude de l'amélioration de la tenue en fatigue d'alliages d'aluminium utilisés en aéronautique*. Le Journal de Physique IV, vol. 6, no. C4, pages C4–239, 1996. (Cité en page 17)

[Vohringer 1987] O Vohringer. *Relaxation of residual stresses by annealing or mechanical treatment*. Pergamon Press, Advances in Surface Treatments. Technology–Applications–Effects., vol. 4, pages 367–396, 1987. (Cité en page 29)

[Voyiadjis 2006] George Z Voyiadjis et Farid H Abed. *A coupled temperature and strain rate dependent yield function for dynamic deformations of bcc metals*. International Journal of Plasticity, vol. 22, no. 8, pages 1398–1431, 2006. (Cité en page 27)

[Wang 2006] T Wang, MJ Platts et A Levers. *A process model for shot peen forming*. Journal of Materials Processing Technology, vol. 172, no. 2, pages 159–162, 2006. (Cité en page 28)

[Warren 1950] BE Warren et BL Averbach. *The effect of cold-work distortion on X-ray patterns*. Journal of applied physics, vol. 21, no. 6, pages 595–599, 1950. (Cité en page 166)

[Warren 2006] J. Warren et D. Y. Wei. *The cyclic fatigue behavior of direct age 718 at 149, 315, 454 and 538°C*. Materials Science and Engineering : A, vol. 428, no. 1–2, pages 106–115, 2006. (Cité en pages 38 et 57)

[Weber 1999] Bastien Weber. *Fatigue multiaxiale des structures industrielles sous chargement quelconque*. Thèse, INSA de Lyon, 1999. (Cité en page 31)

[Wilson 1963] Arthur James Cochran Wilson. *Mathematical theory of X-ray powder diffractometry*. Philips technical library Eindhoven, 1963. (Cité en page 21)

[Wilson 1973] DJ Wilson. *Relationship of mechanical characteristics and microstructural features to the time-dependent edge-notch sensitivity of Inconel 718 sheet*. Ratio, vol. 1, 1973. (Cité en page 38)

[Withers 2001] PJ Withers et HKDH Bhadeshia. *Residual stress. Part 1–measurement techniques*. Materials science and Technology, vol. 17, no. 4, pages 355–365, 2001. (Cité en page 17)

[Withers 2008] PJ Withers, M Turski, L Edwards, PJ Bouchard et DJ Buttle. *Recent advances in residual stress measurement*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, vol. 85, no. 3, pages 118–127, 2008. (Cité en page 17)

[Wohlfahrt 1984] H Wohlfahrt. *The influence of peening conditions on the resulting distribution of residual stress*. Proceedings of the 2nd International Conference on Shot Peening, pages 316–331, 1984. (Cité en page 14)

[Wolfstieg 1976] Ulrich Wolfstieg. *Ψ-Goniometer*. Harterei-Tech. Mitt., vol. 31, pages 19–22, 1976. (Cité en page 56)

[Yamada 2002] Takeshi Yamada, Takayuki Takahashi, Makoto Ikeda, Shuzo Sugimoto et Takahiro Ohta. *Development of shot peening for wing integral skin for continental business jets*. Mitsubishi Heavy Industries Technical Review, vol. 39, no. 2, pages 57–61, 2002. (Cité en page 28)

[Yang 2008] Chunhui Yang, Peter Damian Hodgson, Qianchu Liu et Lin Ye. *Geometrical effects on residual stresses in 7050-T7451 aluminum alloy rods subject to laser shock peening*. Journal of materials processing technology, vol. 201, no. 1, pages 303–309, 2008. (Cité en page 4)

[Young 1977] RA Young, PE t Mackie et RB Von Dreele. *Application of the pattern-fitting structure-refinement method of X-ray powder diffractometer patterns*. Journal of Applied Crystallography, vol. 10, no. 4, pages 262–269, 1977. (Cité en page 21)

[Youssef 2013] M Youssef, R Ben Sghaier et R Fathallah. *Simulation active du procédé du grenaillage de précontrainte contrôlé*. XXIème Congrès Français de Mécanique, 2013. (Cité en page 27)

[Zarka 1976] Joseph Zarka. *Non-destructive testing method for determining a body's mechanical properties and stresses*. US Patent 3-969-928, 1976. (Cité en pages 3, 25, 83 et 159)

[Zarka 1990] Joseph Zarka, J Frelat, G Inglebert et P Kasmai-Navidi. *A new approach to inelastic analyses of structures*. Martinus Nijhoff Publisher, 1990. (Cité en page 25)

[Zemzemi 2007] Farhat Zemzemi. *Caracterisation de modèles de frottement aux interfaces piece-outil-copeau en usinage : Application au cas de l'usinage des aciers et de l'inconel 718*. Thèse, Ecole Centrale de Lyon, 2007. (Cité en pages 33 et 56)

[Zeng 2002] Yuansong Zeng. *Finite element simulation of shot peen forming*. Proceedings of the 8th International Conference on Shot Peening, 2002. (Cité en page 28)

[Zerrouki 2000] V Zerrouki. *Inconel 718 et tenue en fatigue oligocyclique, influence de la microstructure et prédiction de la durée de vie*. Mémoire de Master, Université d'Evry, 2000. (Cité en page 38)

[Zhang 2017] Jiabin Zhang, Shihong Lu, Zhen Zhou, Tianrui Wu et Gang Xu. *Modeling of multiple shots for analyzing shot peening controlled parameters on formed curvature radius*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, vol. 93, no. 5-8, pages 1867–1876, 2017. (Cité en page 134)

[Zimmermann 2008] M Zimmermann, V Schulze, HU Baron et D Löhe. *A novel 3D finite element simulation model for the prediction of the residual stress state after shot peening*. Proceedings of the 10th International Conference on Shot Peening, Tokyo, no. 24, 2008. (Cité en page 27)

[Zimmermann 2010] Marc Zimmermann, Manuel Klemenz et Volker Schulze. *Literature review on shot peening simulation*. International Journal of Computational Materials Science and Surface Engineering, vol. 3, no. 4, pages 289–310, 2010. (Cité en page 26)

Etude de l'impact du grenaillage sur des composants mécaniques industriels à géométrie complexe

RESUME : Les traitements de surface mécaniques sont appliqués dans la plupart des secteurs industriels comme procédé de finition afin de renforcer les propriétés des composants métalliques. Le grenaillage de précontrainte est probablement l'un des plus répandu. Ce procédé introduit des contraintes résiduelles de compression en générant un gradient de déformation plastique dans la profondeur de la pièce traitée. L'objectif de ce travail est de comprendre et prédire l'effet de la géométrie des composants sur la redistribution des contraintes résiduelles post-grenaillage. En effet, même lorsqu'elle est maîtrisée, l'opération de grenaillage peut générer un champ de contraintes résiduelles complexe qui dépend fortement de la géométrie de la pièce. Par suite, parmi les paramètres influents sur le comportement en fatigue des composants grenaillés, le paramètre géométrique peut donc avoir un rôle majeur. Puisque les approches conventionnelles de modélisation ne sont pas transposables aux géométries non planes, et ne sont pas conformes aux contraintes industrielles en termes de temps de calcul, une méthodologie basée sur la Méthode de Reconstruction des Eigenstrains est proposée. L'approche développée est construite à partir de relations analytiques pour des massifs plans traités de façon homogène. La principale contribution est la comparaison entre modélisation et expérimentation. Les données expérimentales sont obtenues à partir d'analyses de la microstructure et par diffraction des rayons X réalisées sur des échantillons d'un superalliage base nickel, pour plusieurs géométries complexes élémentaires (plaques minces, formes convexes et concaves). Par ailleurs cette étude vise à prendre en compte l'effet des contraintes résiduelles équilibrées sur la durée de vie en fatigue. A partir du critère de fatigue multiaxial de Crossland, la méthodologie complète est appliquée à des démonstrateurs industriels à géométrie complexe.

Mots clés : Grenaillage de précontrainte, modélisation des contraintes résiduelles, géométries complexes, simulation éléments finis, superalliage base nickel

Effect of shot peening on industrial mechanical components with complex geometry

ABSTRACT: Most manufacturing industries perform mechanical surface treatments at the end of the manufacturing chain to reinforce relevant working parts. Shot peening is probably the most common of those processes. This treatment induces compressive residual stresses by generating in-depth plastic strains. The objective of this work is to understand and predict the effect of the geometry on the redistribution of residual stresses into shot peened mechanical parts. Indeed, even when properly controlled, shot peening treatment may induce a complex residual stress field depending on the geometry of the treated part. Hence, among the variables which affect the fatigue behaviour of shot peened components, the geometry could play a major role. Because the traditional approaches for the modelling of residual stresses are not convenient for complex non-flat geometries and not consistent with industrial constraints in terms of computing time, a methodology based on the Eigenstrains Reconstruction Method is proposed. The developed approach is built with analytical relationships for massive and plane geometries homogeneously treated. The main contribution lies in the capacity to provide a comparison between modelling and experiment. Experimental data are obtained by microstructural observation and by X-ray diffraction analyses, which are carried out on Ni-based superalloy samples with elementary complex geometries (thin sheets, convex and concave shapes). In addition, this study aims to take into account the effect of the rebalanced residual stresses for fatigue life prediction. Thus, using a Crossland criterion for high cycle fatigue regime, the complete methodology is applied on industrial demonstrator samples with complex geometry.

Keywords: Shot peening, residual stress modelling, complex geometries, finite element simulation, nickel-based superalloy

ARTS ET MÉTIERS ParisTech

ParisTech INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY