HAL open science

Traitements de surface mécaniques : modélisation et caractérisations expérimentales

Donato Gallitelli

▶ To cite this version:

Donato Gallitelli. Traitements de surface mécaniques : modélisation et caractérisations expérimentales. Matériaux et structures en mécanique [physics.class-ph]. Université de Technologie de Troyes, 2018. Français. NNT : 2018TROY0013 . tel-03208173

HAL Id: tel-03208173

https://theses.hal.science/tel-03208173v1

Submitted on 26 Apr 2021

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

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

Thèse
de doctorat
de l'UTT

Donato GALLITELLI

Traitements de surface mécaniques : modélisation et caractérisations expérimentales

Spécialité :
Matériaux, Mécanique, Optique et Nanotechnologie

2018TROY0013

Année 2018

utt
UNIVERSITÉ DE TECHNOLOGIE
TROYES

THESE

pour l'obtention du grade de

DOCTEUR de l'UNIVERSITE DE TECHNOLOGIE DE TROYES

Spécialité : MATERIAUX, MECANIQUE, OPTIQUE ET NANOTECHNOLOGIE

présentée et soutenue par

Donato GALLITELLI

le 16 mai 2018

Traitements de surface mécaniques : modélisation et caractérisations expérimentales

JURY

Mme V. FAVIER	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Présidente
Mme D. GORDIN	MAITRE DE CONFERENCES - HDR	Rapporteur
M. M. GUAGLIANO	PROFESSOR ORDINARIO	Examinateur
M. V. JI	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Rapporteur
M. P. PEYRE	DIRECTEUR DE RECHERCHE CNRS	Examinateur
Mme G. PROUST	ASSOCIATE PROFESSOR	Examinateur
Mme D. RETRAINT	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Directrice de thèse
Mme E. ROUHAUD	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Directrice de thèse

Résumé

Les traitements de surface occupent une place très importante au niveau industriel, visant à améliorer les propriétés mécaniques des matériaux. Parmi eux, le grenaillage de précontrainte (GC) est certainement le plus renommé, même si le grenaillage ultrasonore (GUS) et le choc laser (LSP) sont de plus en plus présents. Ce travail consiste en une étude approfondie du grenaillage qui peut être divisé en trois parties.

La première partie propose un modèle analytique pour la prédiction des contraintes résiduelles après grenaillage conventionnel ou ultrasonore. Une démarche permettant d'obtenir la déformation d'une pièce à géométrie complexe à partir des paramètres du procède de grenaillage conventionnel ou ultrasonore a été mise en place. Plusieurs simulations numériques d'impacts bille-massif ont été réalisées dans l'objectif de choisir les variables à prendre en compte dans le modèle proposé.

Dans une deuxième partie, plusieurs séries de mesures expérimentales et de simulations numériques de la dynamique des billes ont été réalisées afin de permettre une optimisation et une meilleure compréhension du GUS.

Dans la dernière partie de ce travail, un grand nombre de mesures expérimentales ont été menées afin d'étudier le couplage entre le grenaillage ultrasonore et la nitruration gazeuse d'un acier martensitique. Enfin, une comparaison entre le grenaillage ultrasonore, conventionnel et le choc laser est proposée.

Mots clefs : Grenaillage de précontrainte, Traitements de surfaces par laser, Contraintes résiduelles, Simulation par ordinateur, Modèles mathématiques, Analyse dimensionnelle, Nitruration

Abstract

Mechanical surface treatments are widely used in manufacturing industries in order to improve mechanical properties of materials. Among them, shot peening is certainly the most known, even if ultrasonic shot peening and laser shock peening are becoming more and more common. This work consists in a large study of shot peening, divided in three parts.

The first one is focused on the conception of an analytical model for residual stress prediction after conventional shot peening or ultrasonic shot peening. An approach able to chain the whole shot peening process, starting from process parameters to residual stress field in a structure is proposed. Several numerical simulations of shot-body impacts are carried out in order to determine the parameters of the model.

In the second part of this work, a characterization of the ultrasonic shot peening process is performed thanks to many experimental measurements and shot dynamic simulations.

The last part of this PhD work corresponds to an experimental analysis focused on the combination of ultrasonic shot peeing with gas nitriding on a martensitic steel. A comparison between ultrasonic shot peening, conventional shot peeing and laser shock peening effects is finally proposed.

Keywords: - shot peening, laser peening, Residual stresses, digital computer simulation, mathematical models, dimensional analysis, nitriding

Remerciements

Ces travaux de thèse ont été effectués au Laboratoire des Systèmes Mécaniques et Ingénierie simultanée (LASMIS) de l'Institut Charles Delaunay (ICD) à l'Université de Technologie de Troyes (UTT).

Je tiens particulièrement à adresser mes sincères remerciements à mes directrices de thèse, Delphine Retraint et Emmanuelle Rouhaud, pour avoir accepté de guider ces recherches. Je leur suis extrêmement reconnaissant de m'avoir soutenu, conseillé et guidé tout au long de ce travail. Je remercie Emmanuelle de m'avoir accueilli au laboratoire pour mon stage de fin d'étude, et Delphine pour m'avoir fait confiance et choisi comme ingénieur pour le projet NANOINDUS. C'est ce qui est à l'origine de mon engagement pour cette thèse. C'était un plaisir pour moi de travailler à leur côté et apprécier leurs qualités tant humaines que professionnelles.

Je remercie Madame Doina Gordin et Monsieur Vincent Ji pour avoir accepté d'être rapporteurs de cette thèse. A eux et à Messieurs Guagliano et Peyre, Mesdames Favier et Proust, ma sincère gratitude pour avoir accepté de faire partie du jury de cette thèse.

J'en profite pour remercier toute l'équipe du LASMIS, avec qui j'ai pu travailler ou simplement discuter. Je remercie Bruno Guelorget, Laurent Daniel pour toutes les fois où ils ont pu m'aider. Merci à Claude, Manuel, Guillaume, Pierre Antoine, Emmanuel, Léa, Benoit, Malika, Nicole, Lydie. Un grande merci aussi à François Weil, le Michelangelo de la halle industrielle.

Je remercie chaleureusement tous les collègues rencontrés pendant ces années, qui sont devenus désormais des amis : Souhail, Vincent, Maxime. Nous nous sommes souvent retrouvés autour d'un café, moment propice à la détente et au partage d'idées constructives (tu vas au foot demain ? Couscous ou raclette ?..). Sans oublier Jawad, Mahdi, Joseph, Daniella, Nello, Ghislain, Jean-Patrick, Mathilde, Anne-Gaëlle, Jeremy, Jacques, Fréderic, Yann, Léa, Peter et tous ceux que j'ai pu oublier. Merci pour votre aide et pour les bons moments passés ensemble.

Je souhaite exprimer ma reconnaissance à ceux qui ont pris le temps et eu la patience de relire ce manuscrit : Bernard, Corentin, Caroline et Pascale.

Un doverosno ringraziamento ai miei genitori, che hanno sempre accettato e incoraggiato le mie scelte, alla forza che mi danno mio fratello e mia sorella, perché per noi la distanza non esiste.

Concludo ringraziando i motori della mia vita : Caroline, Alessio, Flavio, Ines

À Alessio, Flavio et Ines…

Sommaire

Remerciements……..……...…..3

INTRODUCTION.…….…...9

CHAPITRE I : Bibliographie……..…….……12

I.1 INTRODUCTION……...……..…….…….…..13

I.2 TRAITEMENTS DE SURFACE…….....…….……14

2.1 Le grenaillage……..…..14

2.1.1 Control du procédé……...…….……15

2.1.2 Paramètres du procédé…….....……..17

2.1.3 Caractéristiques des matériaux grenaillés.…….……19

2.1.4 Nano cristallisation superficielle : le SMAT…..……...……21

2.1.5 Couplage grenaillage – nitruration....……24

2.2 Le choc laser…….....……...….26

2.2.1 Paramètres du procédé...……27

2.2.2 Caractéristiques des matériaux traités par choc laser…….....……...34

I.3 LES CONTRAINTES RESIDUELLES.…….…….……40

3.1 Origine des contraintes résiduelles…….....…….……40

3.2 Type de contraintes résiduelles…….....…….…….…….…41

3.3 Etat mécanique après grenaillage…….42

3.4 Introduction du champ de contraintes dans un code éléments finis……...……..44

I.4 MODELISATION DU GRENAILLAGE…….....…….…….….…….48

4.1 Modèles de comportement…….....……..…….48

4.2 Modèles de la dynamique des billes ……..……..48

4.3 Modèles numériques pour la prédiction des contraintes……..……52

4.4 Modèles analytiques et méthode simplifiée de Zarka……..……53

I.5 L'ANALYSE DIMENSIONNELLE…….....…….…..58

5.1 La méthode de Rayleigh…….....……..58

5.2 La méthode de Vaschy - Buckingham…….....…….....59

5.3 Analyse dimensionnelle appliquée au grenaillage……...……..60

I.6 CONCLUSIONS…….....…….....63

CHAPITRE II : Modèle analytique : Analyse dimensionnelle et introduction de contraintes dans un code éléments finis……....65

II.1 Introduction……....…….…66

II.2 Détermination des paramètres du procédé qui influencent significativement les profils de contraintes résiduelles……....……68

2.1 Etude expérimental des contraintes résiduelles : Base de données…….....68

2.2 Etude numérique…….....73

2.3 Plan d'expérience opératif……....……...…74

2.4 Analyse de sensibilité de l'écrouissage (K) et de la densité du matériau traité (ρmat)…….…...75

2.5Analyse de sensibilité du type de bille : rayon (R), densité (ρbille) et vitesse (V)……76

2.6 Synthèse des résultats……....…….…78

II.3 Analyse dimensionnelle : Modèle pour le calcul du profil de contraintes résiduelles après grenaillage……....……..80

3.1 Modélisation du profil……....…….……80

3.2 Combinaison des variables en relation au facteur recherché …….……82

Recherche de la fonction qui relie le groupement des variables au facteur recherché……..83

3.3 Analyse des résultats……....……...…85

3.3.1 Améliorations……....……...87

3.4 Exemple d'application du modèle……....……..88

3.5 Validation du modèle……....……..90

II.4 Des contraintes résiduelles à la déformation de la pièce…….94

4.1 Test de la méthode d'introduction des contraints résiduelles…….....94

4.2 Application de la méthode sur une pièce à géométrie complexe : Chaînage complet du procédé…….……....……..97

II.5 Synthèse……....……100

CHAPITRE III : Optimisation du procédé de grenaillage ultrasonore……..…101

III.1 Introduction……....…….…102

III.2 Optimisation des paramètres de la simulation de la dynamique des billes……103

2.1 Identification expérimentale du coefficient de restitution...…….…..103

2.2 Modélisation du coefficient de restitution...……...106

2.3 Analyse numérique de sensibilité des coefficients de restitution...……...……103

2.4 Corrélation entre résultats obtenus par simulation et résultats expérimentaux via les flèches Almen……....……..…114

III.3 Analyse expérimentale du procédé de grenaillage ultrasonore……....……...…117

3.1 Effets des paramètres du grenaillage ultrasonore sur l'intensité du traitement……..117

III.4 Simulation et optimisation du grenaillage ultrasonore...……..122

4.1 Choix des matériaux...……122

4.2 Billes...……124

III.5 Exemples d'application industrielle de la simulation du grenaillage ultrasonore pour pièces complexes...……..…130

5.1 Traitement d'une prothèse de hanche...……..…130

5.2 Traitement d'une pièce moteur...……...….132

III.6 Synthèse...…….……135

CHAPITRE IV : Effet du grenaillage ultrasonore sur la nitruration gazeuse de l'acier e X37CrMoV5-1...……..……..…….……..…….136

IV.1 Introduction...……..…….137

IV.2 Caractérisation des prétraitements SMAT...……..……..138

2.1 Rugosité des échantillons grenaillés ...…….……..139

2.2 Micro-dureté Vickers des échantillons grenaillés...……141

IV.3 Caractérisation de la couche nitrurée...……..……...……142

3.1 Rugosité de la couche nitrurée...…….…142

3.2 Micro-dureté Vickers sur les échantillons SMAT + N...……...….143

3.3 Epaisseur de la couche nitrurée...……...…144

IV.4 Analyse expérimentale de l'effet du grenaillage ultrasonore sur la nitruration……..….147

4.1 Analyse de la rugosité du couplage SMAT +N...……...….…147

4.2 Analyse de phase et de l'oxydation avec la diffraction aux rayons X ..…….……148

4.3 Contraintes Résiduelles..……...…..152

4.4 Micro-dureté et Nano-indentation du couplage..……153

IV.5 Synthèse..……..…156

CHAPITRE V : Comparaisons expérimentales du grenaillage ultrasonore, du grenaillage classique et du choc laser..……...….158

V.1 Introduction……..……...…….159

V.2 Les matériaux.…….…….……..…160

2.1 L'acier inoxydable 316L……160

2.2 L'alliage de titane Ti-6Al-4V……..…..160

V.3 Les Traitements.……..……..…….162

3.1 Grenaillage classique.…….……162

3.2 Grenaillage ultrasonore (SMAT) ……..……162

3.3 Choc laser……..…163

V.4 Comparaison expérimentale entre le grenaillage ultrasonore, le grenaillage classique et le choc laser……..…166

4.1 Etat de surface……...….166

4.2 Micro-dureté…….….…167

4.3 Nano-dureté…….…..170

4.4 Contraintes résiduelles.…….……..…172

4.5 FWHM (Full Width at Half Maximum) Largeur de pic à mi-hauteur ….…….174

4.6 Observations microscopiques des échantillons……..176

4.7 EBSD…….....179

V.5 Synthèse.……...…….188

Conclusions et perspectives.…….……189

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES……192

ANNEXES.……204

INTRODUCTION

Les pièces mécaniques sont généralement soumises à plusieurs types de sollicitations pendant leur cycle de vie telle que la fatigue, l'usure, la corrosion etc. Dans la grande majorité des cas, leur surface représente une partie critique car elle est la plus exposée à ce genre de problème. C'est autour de cette problématique que les traitements de surface ont suscité un grand intérêt au niveau industriel et au niveau de la recherche académique. Ils peuvent en effet apporter à la pièce des améliorations en termes de propriétés mécaniques souhaitées par son utilisateur. Divers traitements ont été développés pour modifier la surface. En général, les traitements de surface sont tous des procédés mécaniques, chimiques, électrochimiques ou physiques. Ils ont pour objectif de modifier l'aspect ou les propriétés mécaniques de la surface d'un matériau afin de l'adapter à des conditions d'utilisation données. On peut les classer en trois catégories : les traitements thermiques (trempe, recuit…), les traitements thermochimiques (cémentation, nitruration…) et les traitements mécaniques (grenaillage, martelage, sablage, choc laser…). Un des plus utilisés est certainement le grenaillage de précontrainte (appelé aussi classique ou conventionnel), amplement utilisé en aéronautique et pour l'automobile. Celui-ci consiste à impacter une pièce avec de la grenaille projetée à grande vitesse sur la partie à traiter afin d'introduire des contraintes résiduelles de compression à la surface de la pièce. Plus récemment est apparu le grenaillage ultrasonore, qui se base sur les mêmes principes que le grenaillage classique. Les grandes différences entre ces deux traitements sont le type et la taille des projectiles ainsi que le moyen utilisé pour les mettre en mouvement. Pour le grenaillage classique les projectiles sont de forme irrégulière et de diamètre généralement entre 0.1 et 0.8 mm. Ils sont projetés sur la pièce soit à l'aide d'une turbine, soit à l'aide d'air comprimé. Pour le grenaillage ultrasonore, des billes parfaitement sphériques de diamètre entre 1 et 4 mm sont utilisées et projetées sur la surface de la pièce à traiter à l'aide d'un générateur ultrasonore. Le choc laser, connu aussi sous le terme anglais Laser Shock Peening - LSP, est aussi un traitement de précontrainte. Dans ce procédé, la surface est impactée par des impulsions laser à haute intensité (entre 1 et 10 GW/cm^2). Ces impulsions sont d'une durée de l'ordre d'une nanoseconde et forment un plasma à haute pression en surface produisant une onde de choc qui traverse la pièce. Les ondes créées par le choc plastifient le matériau et génèrent une couche superficielle dans laquelle des contraintes résiduelles de compression sont présentes. L'importance des contraintes résiduelles superficielles de compression est connue pour l'amélioration de certaines propriétés des matériaux comme notamment la résistance à la fatigue ou encore à la corrosion. Ces procédés dépendent de nombreux facteurs qui peuvent compliquer leur utilisation. Les recherches sur leur caractérisation et les études sur les effets qu'ils induisent aux pièces traitées se sont multipliés ces dernières années. La bonne maîtrise des procédés ainsi que la prédiction du comportement du matériau sont les enjeux principaux des travaux de recherche que l'on trouve dans la littérature. Cela peut se faire grâce à l'implémentation de modèles analytiques ou numériques avec des lois de comportement des matériaux souvent conçus pour des conditions spécifiques, ou à l'aide de mesures expérimentales.

Ce travail, est une continuité des travaux de recherche réalisés en partenariat avec plusieurs industriels auxquels le grenaillage ultrasonore pouvait apporter une solution à leurs problématiques. Ce manuscrit présente une large étude du grenaillage ultrasonore (GUS) et de ses applications, avec comme objectif "d'ajouter une pierre à l'édifice" dans le processus de sa maîtrise et de sa compréhension. Ce procédé sera caractérisé via l'étude de l'effet des paramètres qui le gouvernent sur différents matériaux traités, ainsi que sa modélisation pour mieux le maîtriser. Une vaste campagne de mesures expérimentale a été réalisée pour ensuite faire une comparaison entre le grenaillage ultrasonore, le grenaillage classique et le choc laser sera aussi présente dans cette étude.

Ce manuscrit a été développé autour de cinq chapitres.

Dans le chapitre 1, une étude bibliographique vise à faire un état de l'art sur les trois traitements qui sont analysés tout au long de cette thèse. Les grenaillages conventionnel et ultrasonore y sont présentés ainsi que le traitement par choc laser.

Après une vue générale des trois procédés, chaque paramètre est étudié en détails. Nous nous intéressons également aux modifications que ces procédés peuvent apporter aux matériaux au niveau de l'état de surface, de la microstructure et des propriétés mécaniques. Cela nous permet d'avoir une meilleure connaissance des trois traitements, afin de pouvoir effectuer une comparaison efficace. Une partie permet d'approfondir les connaissances sur les contraintes résiduelles et sur les modèles existants pour le grenaillage. Parmi les modèles centrés sur la dynamique des projectiles, une exploration plus précise est dédiée au code développé en interne au LASMIS, ShotVisual. Ce logiciel nous permettra d'optimiser le grenaillage ultrasonore. Ce chapitre pose les bases sur lesquelles reposent les enjeux de cette thèse.

Le chapitre 2 présente une démarche complète allant des paramètres du procédé de grenaillage jusqu'à leur effet sur une pièce. Un modèle analytique de prédiction des contraintes résiduelles est construit à l'aide de l'analyse dimensionnelle. Des simulations numériques aux éléments finis avec Abaqus permettent de les prendre en compte et d'étudier l'état final de la pièce. Une partie expérimentale et une autre numérique permettent d'étudier la variation du profil des contraintes résiduelles qui nous aideront dans le choix des variables à prendre en compte dans le modèle proposé. Le chaînage complet est exposé sur une pièce à géométrie complexe.

Le chapitre 3 se concentre sur l'optimisation du procédé de grenaillage ultrasonore avec des simulations numériques de la dynamique des billes grâce à un logiciel interne au laboratoire. Celui-ci permet d'évaluer l'efficacité du grenaillage via le nombre et les vitesses d'impact des billes. Une grande place est donnée aux énergies en jeu pendant les impacts, avec la mesure expérimentale des coefficients de restitution.

Dans le chapitre 4, une étude expérimentale de l'effet du grenaillage ultrasonore associé à de la nitruration gazeuse est menée sur un acier à outils.

Enfin, dans le chapitre 5, le grenaillage ultrasonore est comparé au grenaillage conventionnel (GC) et au choc laser afin de mettre en avant les avantages et les inconvénients de chacun de ces traitements de surface mécaniques.

CHAPITRE I : Bibliographie

I.1 INTRODUCTION

Le manuscrit commence par une étude bibliographique visant à mettre en place un état de l'art des différentes thématiques abordées dans ce manuscrit, et par une présentation détaillée des traitements de surface, sujet principal de cette thèse. Le chapitre se divise en quatre parties principales.

Dans la première partie, nous analyserons le grenaillage conventionnel, le grenaillage ultrasonore et le choc laser. En ayant un regard détaillé sur l'influence des paramètres et sur les caractéristiques physiques et mécaniques des matériaux traités. La nitruration gazeuse et sont couplage avec du grenaillage seront aussi présentés dans cette partie.

Un des objectifs principaux des traitements mécaniques est l'introduction d'une couche de contraintes résiduelles de compression en extrême surface. Les contraintes résiduelles seront très présentes dans ce manuscrit, c'est ce dont nous parlerons plus particulièrement dans la deuxième partie. Nous entrerons ensuite dans les détails, en se focalisant sur l'état mécanique d'une pièce après grenaillage. Nous y présenterons, de plus, les exemples et les hypothèses qui seront utilisés tout au long du manuscrit.

La troisième partie, axée sur la modélisation du grenaillage permet d'introduire le modèle qui sera conçu dans le chapitre 2. Nous ferons, de même, un bref panoramique des modèles existants, dans l'objectif de constater ce que notre modèle peut apporter en plus de ceux-ci.

Le modèle, dont on parlera dans le chapitre 2, a été réalisé à l'aide de l'analyse dimensionnelle. La dernière partie présentera donc cette technique et les modèles de prédiction de contraintes résiduelles conçus avec celle-ci.

I.2 TRAITEMENTS DE SURFACE

2.1 Le grenaillage

Le grenaillage est un traitement mécanique de surface qui consiste à impacter une pièce, généralement métallique, avec des projectiles (grenaille ou billes), dans le but de la plastifier afin de modifier ses propriétés mécaniques. Dans certaines conditions spécifiques, le traitement peut générer une couche nanocristalline en extrême surface (SMAT ou nano-peening). Une bille (ou grenaille) très dure, souvent en acier, impactant une pièce la déforme, laissant un cratère dans la zone impactée. Il y a donc un enfoncement de la matière qui génère une déformation incompatible, et la réponse du matériau pour respecter l'équilibre est l'apparition de contraintes résiduelles de compression. Le traitement par impacts est une technique assez ancienne, si on considère que les premiers appareils de sablage ont commencé à se développer déjà vers la fin du dix-neuvième siècle. Le grenaillage de précontrainte est issu de cette technologie. Après traitement de grenaillage, la pièce présente une couche plastifiée dans la zone traitée, avec un gradient qui dépend des paramètres et du type de procédé utilisé. L'objectif premier du grenaillage est l'introduction de contraintes résiduelles superficielles de compression sur une certaine profondeur. Ici seront analysés le grenaillage conventionnel (GC) et ultrasonore (GUS). Les différences les plus importantes entre ces deux traitements sont :

- Les projectiles ; Pour le GUS des billes parfaitement sphériques de taille entre 0.5 et 4mm de diamètre, et pour le GC de la grenaille de dimension irrégulière et avec une taille qui ne dépasse pas 0.8 mm de diamètre.

- La plage de vitesse d'impact ; pour le GUS inférieure à 20 m/s, et pour le GC entre 40 et 120 m/s.

- La façon de mettre en mouvement ; Pour le GC, il y a plusieurs méthodes pour projeter la grenaille sur la pièce, les plus communes sont le grenaillage à air comprimé et à turbine (Figure I. 1a et Figure I. 1b). Pour le GUS, les billes et la pièce sont placées dans une chambre fermée, avec la paroi inferieure mise en vibration à haute fréquence (sonotrode). C'est donc la sonotrode qui met en mouvement les billes et les projette sur la pièce (Figure I. 1c).

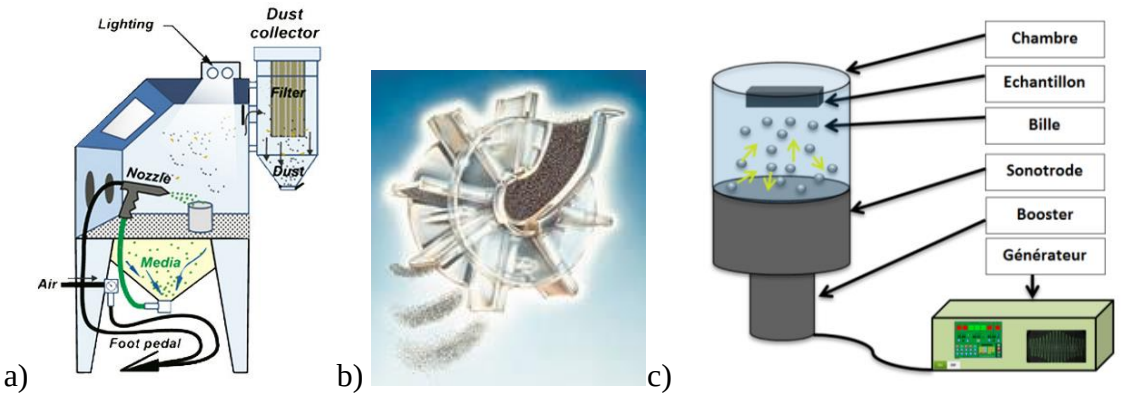


Figure I. 1 a) Grenaillage à air comprimé ; b) Grenaillage à turbine ;c) Schéma de la technologie de grenaillage ultrasonore ;

Dans le grenaillage classique, la pièce est posée devant une buse ou une turbine, qui projette la grenaille sur la surface à traiter. La buse peut être dirigée par un opérateur ou programmée pour bouger automatiquement sur la pièce afin de recouvrir toute la surface. Souvent la buse est légèrement inclinée par rapport à la normale de la surface traitée, de telle façon que les projectiles, une fois la pièce impactée, ne se retrouvent dans la trajectoire du jet en empêchant aux projectiles successifs de rejoindre correctement la surface. La vitesse et l'angle d'impact restent généralement constants pendant le traitement. Un des inconvénients de ce procédé est la grande quantité de grenaille nécessaire pour traiter une pièce. En général les traitements sont très rapides, de l'ordre de quelques minutes.

Le grenaillage ultrasonore se base sur le même principe du grenaillage classique : plastifier une pièce métallique par impacts répétés afin d'améliorer ces propriétés mécaniques et de la rendre plus résistante. Cette technique fut développée en U.R.S.S. au début des années `80 [1]. Principalement utilisée dans les domaines aéronautique et nucléaire, elle est restée confidentielle jusqu'au début des années 90, quand la société Teknoson a commencée à introduire la technologie en France. Depuis, de nombreux travaux de recherche ont été réalisés autour de cette technologie. L'objectif est de mieux la comprendre afin de pouvoir contrôler et optimiser les résultats obtenus via les paramètres qui la caractérisent. Le mécanisme est composé d'un générateur de courant, une chaîne ultrasonore, une chambre de traitement dans laquelle il y a les billes et la pièce à traiter. Le courant provenant du générateur est converti en énergie mécanique par le convertisseur, puis le booster amplifie le signal qui porte la sonotrode à vibrer avec une fréquence de 20 kHz à une amplitude de quelque dizaine de µm, réglable par la puissance du générateur. Les billes posées sur la sonotrode sont mises en mouvement par les vibrations et bougent dans la chambre (jusqu'à 20 m/s), impactant la pièce, la chambre, la sonotrode et entre eux. Le grenaillage ultrasonore utilise une faible quantité de billes, car elles restent dans la chambre et sont ré-projetées sur la pièce tous le long du traitement. Les angles d'impacts sont aléatoires et la distribution des vitesses d'impact est dans une plage qui dépend de l'amplitude de vibration de la sonotrode, chaque impact donc aura sa vitesse et sa direction.

2.1.1 Control du procédé

Le grenaillage est guidé par différents paramètres, (vitesses d'impact, taille et matériau des projectiles) et il y a donc la possibilité de plusieurs combinaisons entre eux, sans pouvoir à priori savoir si une combinaison est plus intense qu'une autre. Pour connaitre l'intensité du traitement et assurer que soit répétable, une méthode standardisée a été mise en place : la mesure de l'intensité Almen [2]. Cette technique consiste à grenailler une plaque en acier XC65 (SAE 1070), aux dimensions standardisées, disponible en trois épaisseurs appelés N, A et C (**Figure I.2**a). Cette plaque, ou éprouvette Almen, est bridée sur un support et en suite traitée avec les conditions choisies pour le traitement. Le procédé est répété plusieurs fois sur plusieurs plaques Almen en doublant le temps de traitement. En générale cinq plaques sont utilisées, traitées chacune respectivement 1 minute, 2 minutes, 4 minutes, 8 minutes et 16 minutes. Après le traitement, les plaques sont débridées et, à cause de la présence des contraintes résiduelles, elles vont fléchir. A l'aide d'un comparateur Almen il est possible de mesurer la flèche à chaque temps de traitement. Si on trace la courbe qui met en relation cette flèche avec le temps de traitement, on constate que la courbure a tendance à saturer autour

d'une valeur. On définit "intensité Almen du procédé", la valeur de la flèche au temps T, qui n'augmente pas plus de 10 % en doublant le temps de traitement. Elle est exprimée en dizaine de µm selon la norme AFNOR, suivi de la lettre A, C ou N qui correspond à l'épaisseur de la plaque Almen utilisée. Cette technique, permet un bon contrôle des réglages machine, et une bonne reproductibilité des tests. C'est une utilisation rapide est simple, mais elle est insuffisante pour caractériser l'effet du traitement sur la pièce car chaque matériau réagira différemment aux impacts.

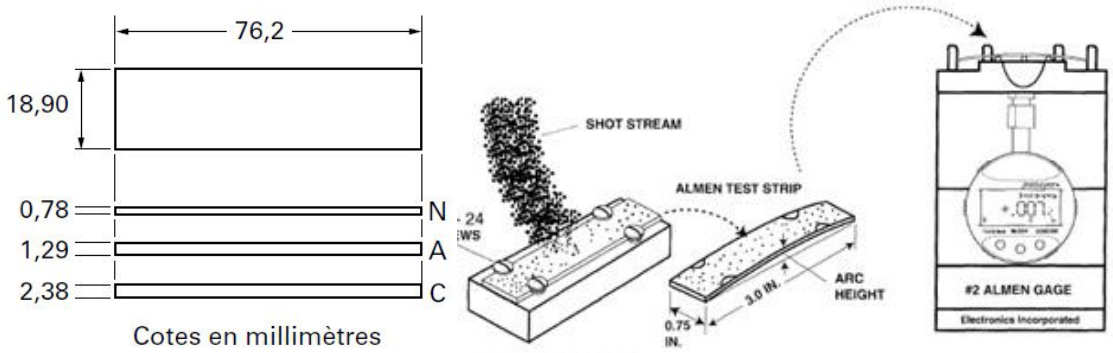


Figure I.2 a) Dimensions standards des éprouvettes Almen ; b) mesure de l'intensité Almen avec un comparateur standard ;

Un mode rapide pour quantifier et relier les paramètres du traitement à l'intensité du traitement est donc celui d'observer la flèche Almen. Une flèche plus importante correspond à une compression plus importante. A ce sujet, le papier de Guagliano met en évidence l'influence de la taille, la vitesse d'impact et le matériau des projectiles sur l'intensité Almen [3].

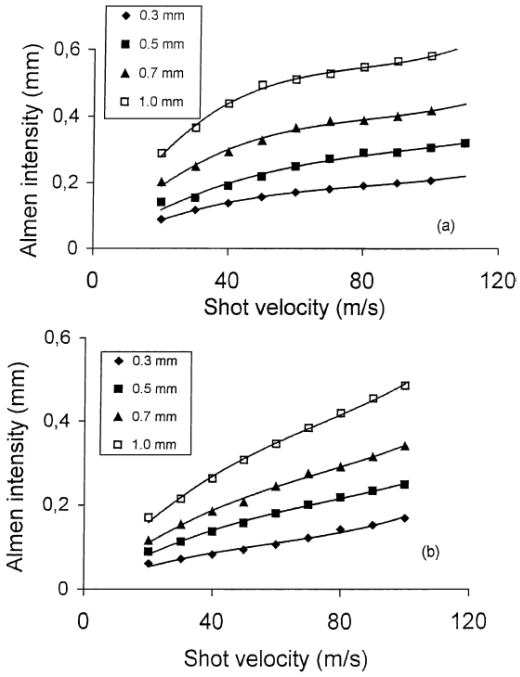


Figure I.3 Intensité Almen (Type A) in fonction de la vitesse d'impact pour différents rayons. a) projectiles en acier; b) projectiles céramique [3];

2.1.2 Paramètres du procédé

Les paramètres qui caractérisent les procédés de grenaillage conventionnel ou ultrasonore et qui permettent de les contrôler sont dans le tableau 1:

Tableau 1 Paramètres de control des procédés de grenaillage conventionnel ou ultrasonore ;

Paramètres du procédé		
	Conventionnel	**Ultrasonore**
Les projectiles	Type de grenaille (taille, matériau)	Nombres de billes, taille et matériau
Vitesse d'impact et Intensité du traitement	Débit et pression à la sortie de la buse. Distance pièce/buse	Amplitude de vibration Distance pièce/sonotrode
Homogénéité du traitement	Taux de recouvrement	Taux de recouvrement

Selon le type de grenaillage, conventionnel ou ultrasonore, les paramètres sont réglés de façon différente. La vitesse d'impact pour le grenaillage ultrasonore est réglée avec l'amplitude de vibration, pour le conventionnel par la pression de l'air comprimé ou par les tours minute de la turbine. La taille est choisie en tenant compte du type de traitement et de l'état de surface final qu'on veut obtenir.

La **vitesse d'impact** a un rôle très important dans le grenaillage. Un impact doit posséder l'énergie suffisante pour plastifier le matériau traité. Tous les impacts billes-pièce ne sont pas efficaces, c'est-à-dire capable de plastifier la pièce. En effet, pour les impacts ayant une faible vitesse, la déformation locale ne dépasse pas le régime élastique, et donc ne laisse pas de trace sur la pièce. Les coefficients de restitution, qui seront analysés dans le chapitre 3, mettent bien en évidence l'importance de la vitesse d'impact et le passage de la zone élastique à celle plastique [4], [5]. L'effet de la vitesse d'impact sur le traitement, a été analysé, numériquement par F. Cochennec en observant les contraintes résiduelles sur un massif en acier et en aluminium, impacté par une bille en acier (Figure I.4).

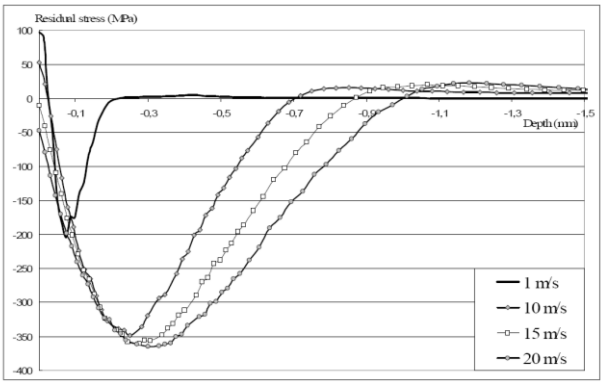


Figure I.4 Simulation numériques pour évaluer l'influence de la vitesse d'impact d'une la bille en acier de 3 mm de diamètre (considérée rigide) sur les contraintes résiduelles dans un massif en aluminium Al20174 ;[6]

Comme on peut le constater, la vitesse d'impact augmente la contrainte et à la profondeur de la couche de compression. Comme déjà mentionné, la vitesse est contrôlée dans le GUS via l'amplitude de vibration. Il apparait clair qu'une fois la fréquence de vibration fixée, une

amplitude plus grande signifie une énergie d'impact sonotrode-billes plus élevée et donc une vitesse plus grande des billes. Si pour le GC, une fois pression et débit fixé, on a une vitesse et angle d'impact à peu près constant (entre 40-120 m/s selon l'intensité du traitement choisi), pour le GUS on parle plutôt de vitesse moyenne. En effet la vitesse dépend du type d'impact. Les billes bougent dans une chambre fermée impactant les parois ou les autres billes. Elles retombent sur la sonotrode pour être ré-projetées sur la pièce où elles arrivent, soit directement (sans impacter d'autres billes ou la chambre), soit après avoir impacté d'autres composants. Les impacts ne se produisent donc pas selon une seule direction et une seule vitesse. On peut quand même estimer que la plage de vitesse ne dépasse pas les 20 m/s. Pour contrôler l'intensité du procédé il est possible de faire varier aussi la dimension, le matériau et la quantité des **projectiles** (nombre de billes pour le GUS, débit pour le GC). Plusieurs ouvrages dans la littérature analysent l'effet de la taille du projectile sur la pièce impactée[7]–[9]. La contrainte, quantitativement, reste plus ou moins la même. Dans la **Figure I.5** est présentée une étude numérique sur l'évolution du profil de contraintes résiduelles avec la vitesse d'impact, entre 20 m/s et 80 m/s, et le rayon de la bille entre 0.15 mm et 0.45 mm. On peut constater que la dimension de la bille a une influence sur la profondeur de la couche plastifiée, et donc sur la profondeur de la zone mise en compression.

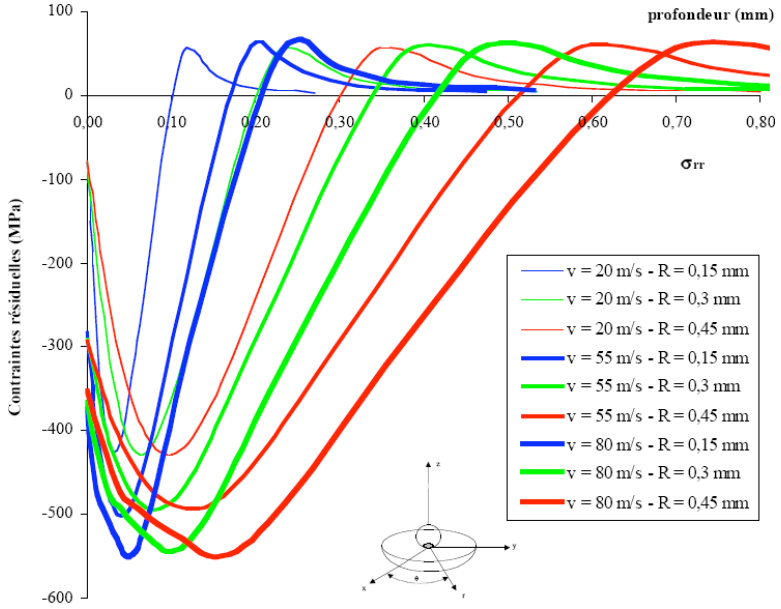


Figure I.5 Simulation numériques pour évaluer l'influence du rayon et de la vitesse de la bille sur le profil des contraintes résiduelles sur un massif en aluminium 7075T13 impacté avec une bille entre 0.15 et 0.45 mm de rayon et avec des vitesse entre 20 et 80 m/s ; [10]

Pour le GUS sont utilisées des billes de roulement, parfaitement sphériques, très dures, souvent en acier. En ce qui concerne le nombre de billes, il y a un certain encombrement à respecter. C'est-à-dire qu'un nombre trop faible de billes, ne pourra pas assurer un traitement homogène, et demandera, des temps de traitement très élevés. Au contraire, un nombre trop élevé de billes entrainera des vitesses d'impact moins importantes et moins d'impact par seconde car les billes se gêneront entre elles. A ce propos, nous avons réalisé dans le chapitre 3 une étude numérique, et un des objectifs est l'étude de l'effet de l'encombrement sur le traitement d'un disque en TA6V.

Pour le GC il n'y a pas de problèmes d'encombrement, et la quantité de billes est gérée par le débit et la vitesse d'avancement de la buse sur la surface à traiter. En contrôlant ces deux paramètres on atteint l'intensité Almen souhaitée

La **distance pièce-sonotrode** a une influence sur la vitesse d'impact et sur le temps de traitement. Même si dans une certain plage de distances, c'est-à-dire sans se positionner trop proche ou trop loin, son influence est surtout au niveau du nombre d'impacts et donc sur la durée du traitement. Cela est dû au fait que en éloignant la sonotrode de la pièce, les billes ont besoin de plus de temps pour retomber car le chemin est plus long. Donc pour obtenir le même nombre d'impacts, un temps de traitement majeur est nécessaire. Cela reste un paramètre facile à régler et contrôler, afin d'obtenir le résultat voulu. Le **taux de recouvrement** est le rapport entre la surface impactée et la surface totale à traiter. Quand toute la surface est impactée, on a un taux de recouvrement de 100%. L'estimation du taux de recouvrement est assez délicate car il se fait à l'œil, en regardant la surface avec un grandissement de 8x. Colorier la zone à traiter avec un feutre peut aider à détecter les zones impactées. Pour assurer l'homogénéité du grenaillage il est important que la surface soit totalement impactée. Pour le GC les taux de recouvrement utilisés dans l'industrie sont entre 125% et 150%. Le GUS a des taux de recouvrement beaucoup plus élevés, En général pour ce type de traitement on parle plutôt de temps de traitement.

2.1.3 Caractéristiques des matériaux grenaillés

La quasi-totalité des matériaux grenaillés sont des métaux. Le premier effet du grenaillage est visuel : une pièce grenaillée présente un état de surface rugueux, si la pièce n'est pas un massif, elle peut subir des déformations dues aux contraintes résiduelles induites par le traitement. La rugosité est une propriété de surface très importante dans l'évaluation d'une pièce. Elle doit respecter parfois certaines limites qui dépendent du type de pièce et de son utilisation. Ce paramètre rentre en jeu lors de nombreuses analyse comme par exemple le frottement, l'usure, la mouillabilité, la tenue à fatigue etc. [11]–[14] Les pièces traitées par grenaillage, ultrasonore ou classique, présentent un changement de l'état de surface au niveau de la rugosité, assez visible à l'œil. Cela dépend principalement du type de matériau et des projectiles, même si tous les paramètres du traitement peuvent avoir une influence plus ou moins importante sur la rugosité [15]–[17]. Le grenaillage ultrasonore apporte des rugosités moins importantes par rapport au grenaillage classique. Ce résultat est dû surtout au fait que dans le GUS les projectiles sont des sphères parfaites et très lisses (en général des billes de roulement) et aussi à la multidirectionalité des impacts. En effet les cratères crées par les impacts sont plus facilement écrasées par les impacts successifs. Aussi une quantité inférieure de microfissure en surface est observée dans la GUS. Au niveau microstructural dans certaines conditions, spécialement pour le GUS, une nano cristallisation superficielle peut avoir lieu, [18] comme des effets de texture dues aux grandes déformations plastiques liées à ces traitements [19]. La dureté est fortement augmentée par le grenaillage. De nombreux ouvrages mettent en évidences les effets bénéfiques du grenaillage sur l'augmentation de la dureté en surface et dans une certaine profondeur [15], [20]. La présence d'une couche de contraintes résiduelles de compression est souvent l'objectif principale du traitement [21], avec un intérêt général sur l'amélioration des propriétés mécaniques, tribologique [14], [22] et de résistance à la fatigue [23], [24]. L'importante déformation plastique induite par le

grenaillage peut entraîner divers changement microstructuraux et accroître la densité des dislocations, souvent remarquable par la mesure de micro dureté et par DRX lors de l'analyse de la largeur de corde. La plupart du temps le grenaillage augmente la dureté, même si pour certains matériaux et conditions on peut assister à un phénomène contraire, c'est-à-dire la diminution de la dureté. Cela apparait quand on traite un matériau qui présente déjà une grande densité de dislocations. L'apport énergétique du grenaillage les réorganise en diminuent en pratique la dureté [25]. L'apport d'énergie du traitement peut porter à une transformation de phase instable en une structure plus stable comme pour le cas de l'austénite en martensite [26]. Généralement le grenaillage génère une couche plastifiée qui peut avoir une épaisseur de quelque centaines de micromètre jusqu'au mm pour le grenaillage ultrasonore. Cela dépend du matériau traité et aussi de tous les paramètres du procédé [27]. L'écrouissage augmente la dureté du matériau, avec un gradient qui décroit plus ou moins rapidement, pour rejoindre à cœur la dureté initial du matériau. De nombreux ouvrages mettent en relation les traitements GUS et GC avec la dureté, dans la **Figure I.6** W. Y. Tsai [27] analyse l'épaisseur de la couche durcie pendant des traitements de grenaillage ultrasonore sur un acier 304 SS à différentes amplitudes de vibration de la sonotrode et avec différentes tailles de billes. On peut observer cette dépendance dans la **Figure I.6**a et **Figure I.6**b. A une amplitude de vibration plus élevée la vitesse d'impact est supérieure. Les graphiques montrent comment l'épaisseur de la couche durcie dépend de l'énergie cinétique de l'impact. Dans la **Figure I.6**c et **Figure I.6**d est représentée la valeur de la dureté mesurée proche de la surface dans les mêmes conditions d'amplitude de vibration et diamètres que les images a et b. Ici les duretés à partir d'une certaine énergie cinétique semblent converger vers la même valeur, probablement une saturation. Dans la **Figure I.7** un exemple de l'évolution de la dureté pour le grenaillage (classique) sur une pièce en acier.

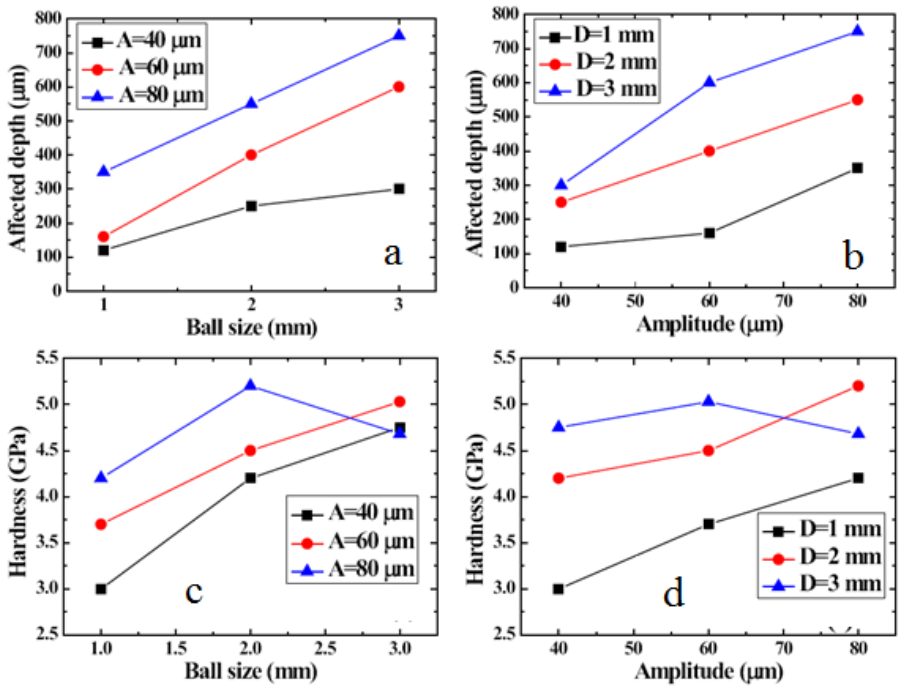


Figure I.6 Analyse de l'effet de l'amplitude et de la taille des billes sur le traitement de grenaillage par ultrason sur un acier inoxydable 304 SS. A chaque amplitude (40 µm , 60 µm , 80 µm) le traitement a été effectué trois fois avec trois diamètres de bille différents (1 mm, 2 mm , 3 mm) [27];

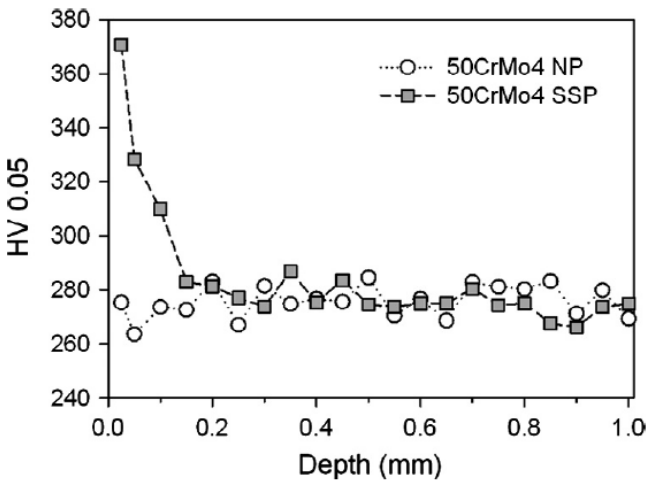


Figure I.7 Micro dureté d'un échantillon en acier 50CrMo4 grenaillé avec des projectiles en acier de 425 µm de diamètre, une intensité Almen de 15.6 A et un taux de recouvrement de 1000 % . NP = Brut ; SSP = Grenaillé [28] ;

La dureté est également liée à la présence d'une couche en compression dans la zone à analyser, en effet les contraintes résiduelles de compression jouent un rôle favorable à l'augmentation de la dureté [29].

Le grenaillage est beaucoup utilisé pour les pièces sujettes à charges cycliques pour sa capacité d'améliorer la résistance à la fatigue. On peut retrouver ces types de traitements aussi sur des soudures, des ressorts ou des engrenages [30]. Son influence sur la résistance à la fatigue en lien avec les paramètres du procédé est largement étudiée pour différents matériaux [31].

La présence des contraintes résiduelles de compression en extrême surface de la pièce traitée est une conséquence très connue du grenaillage [21], comme leurs effets bénéfiques sur les différentes propriétés mécaniques et résistance à la fatigue [12], [30]. Comme déjà évoqué au début du chapitre, la contrainte de compression est la réponse du matériau à un déséquilibre créé par la déformation superficielle de l'échantillon. Le profil de contraintes résiduelles après grenaillage présente un point maximal de compression soit en extrême surface, soit en sous-couche [32] [33]. Cela dépend de l'existence de deux mécanismes pour la création de contraintes résiduelles. Le premier mécanisme est dû à un allongement plastique des couches superficielles de la pièce traitée sous les forces tangentielles induites par les impacts. La zone déformée doit se comprimer pour assurer la continuité du matériau. Dans ce cas les contraintes maximales sont en surface. Le second mécanisme est plutôt dû aux forces normales à la surface du matériau exercée au moment de l'impact. Durant le grenaillage les deux mécanismes coexistent, et les contraintes seront maximales en surface ou en sous-couche selon lequel des deux mécanismes est prépondérant [34].

2.1.4 Nano cristallisation superficielle : le SMAT

Pendant les traitements de déformations plastiques sévères, comme le grenaillage, il y a la possibilité de la formation d'une couche superficielle nanostructurée ou nanocristalline. Cela veut dire avoir un raffinement des grains en extrême surface qui ont une taille inférieure à 100 nm en conservant à cœur la structure micrométrique de départ. Entre les deux on peut

observer une couche de transition ou les grains sont de plus en plus grands jusqu'une certaine profondeur où on retrouve la taille initiale. Pour certains matériaux et conditions, la formation de nano grains est un phénomène observable dans le grenaillage ultrasonore [35]. La **Figure I.8** met en relation la taille des grains avec la profondeur pour un traitement de grenaillage classique et ultrasonore, et on peut constater comme le SMAT garde une taille de grains plus petits dans une plus grande profondeur par rapport au grenaillage conventionnel.

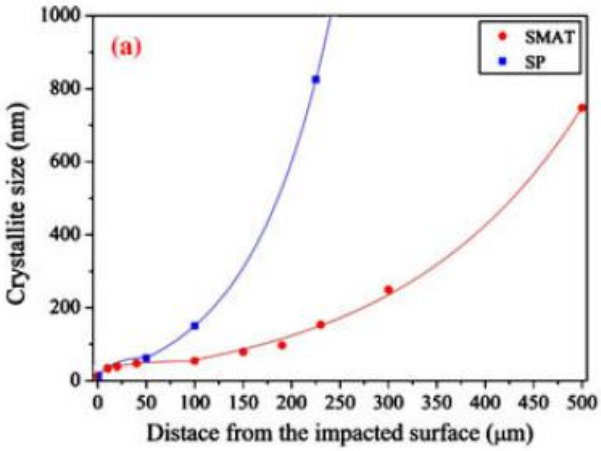


Figure I.8 Taille des grains en fonction de la profondeur pour un alliage C-2000 traité par grenaillage classique (SP) avec de la grenaille en acier de 0.5 mm de diamètre moyenne et vitesse d'impact d'environ 55 m/s. Pour grenaillage ultrasonore (SMAT) les billes étaient en WC/Co de diamètre 7.9 mm et vitesse d'impact d'environ 5 m/s [36];

Dans certaines conditions une couche nanostructurée est observable dans le grenaillage conventionnel. La société Winoa a déposé un brevet en 2010 [37] qui décrit un dispositif de grenaillage conventionnel capable de créer des nano grains. Dans leur dispositif la pièce est inclinée de 15° et mise en rotation en front de la buse de façon de générer des impacts à différents angles. Effectivement la cause de la formation d'une couche nanocristalline est due principalement à la nature multidirectionnelle des impacts. Ceux-ci génèrent des nombreuses dislocations qui peuvent se combiner pour former des nouveaux joints de grains qui séparent les grains existants en nouveaux plus petits. Le grenaillage ultrasonore dans certaines conditions peut devenir un procédé de nano structuration, appelé souvent avec l'acronyme anglais SMAT (Surface Mechanical Attrition Treatment) [18], [36], [38]. La couche nanocristalline générée par le GUS peut avoir une épaisseur qui dépasse les 50 µm, selon les conditions et le matériau traité. Les matériaux nanocristallins présentent un grand nombre de joints de grains, et cela, avec les contraintes résiduelles, ont un effet bénéfique sur les propriétés mécaniques et sur la résistance des matériaux. [14], [22], [35] [39]–[41]. Dans la **Figure I. 9** est représentée l'évolution de la courbe de traction d'un acier inoxydable après SMAT de trois éprouvettes de traction traitées avec trois temps différents [18]. Les performances mécaniques augmentent avec le temps de traitement. Il est possible d'affirmer que l'épaisseur de la couche nanostructurée, et en générale l'épaisseur de la zone écroui, augmente aussi avec le temps de traitement.

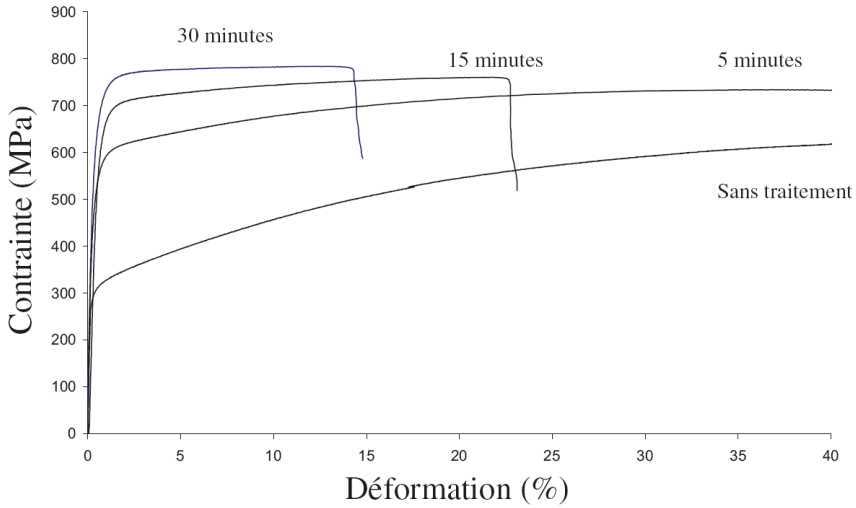


Figure I. 9 Courbes de traction obtenues sur an acier inoxydable qui a subis un procédé de SMAT avec trois différents temps de traitement : 5 minutes, 15 minutes, et 30 minutes [18].

Nombreux sont aussi les travaux que mettent en évidence l'augmentation de la limite à la fatigue des matériaux nanostructures [35], [39], [42]. Un exemple dans la **Figure I.10** où la limite de fatigue de l'acier 316L passe de 300 MPa pour le non traité à environ 390 MPa, c'est-à-dire une augmentation de plus de 20 %. Il a été observé aussi que dans le cas des éprouvettes traitées par SMAT, la fissuration apparait en sous-couche, à différence du matériau brut où la fissuration commence en extrême surface, ce qui confirme que les nanostructures, avec les contraintes résiduelles de compression, augmentent la résistance à l'initiation des fissures et à leur propagation.

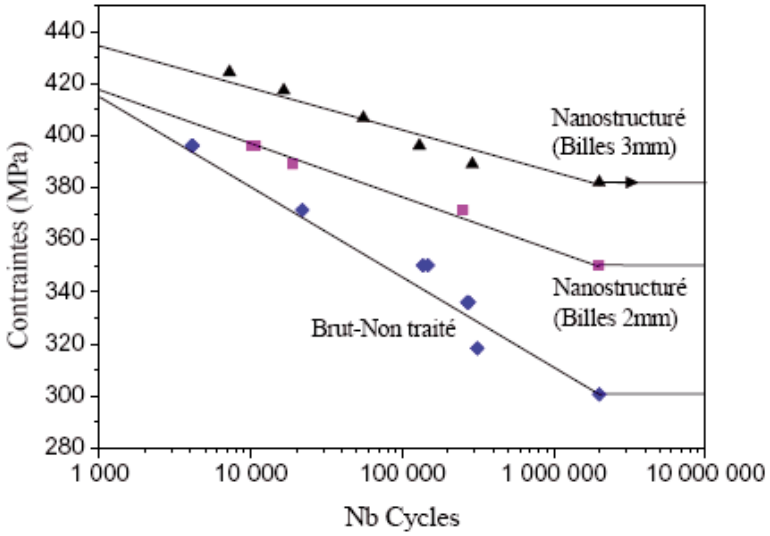


Figure I.10 Courbes stress-nombre de cycles pour des échantillons en acier inoxydable traités par différents grenaillage ultrasonore, comparé avec l'échantillon brut [35] ;

La présence d'une couche nanocristalline a un effet important sur l'augmentation de la dureté. En accord avec la loi de Hall-Patch la dureté augmente quand la taille des grains diminue. On observe donc un incrément considérable de la dureté après SMAT [15], [27], [43] [25]. La variation de la dureté est présentée dans la **Figure I. 11**, où Roland et al. [14] ont effectué des tests de nano indentation sur un échantillon en acier inoxydable 316L traité par grenaillage

ultrasonore pendant 30 minutes avec des billes de 3 mm. La dureté proche de la surface atteint le 6 GPa, pour après revenir à cœur au tour de 2,5 GPa. Cette augmentation notable (avec un facteur de 2.4) peut être attribuée à la présence d'une couche de nano grains en extrême surface, en accord avec la loi Hall-Patch. Des résultats vraisemblables ont été obtenus par W. Y. Tsai lors d'un traitement SMAT sur un autre alliage d'acier inoxydable, le 304.

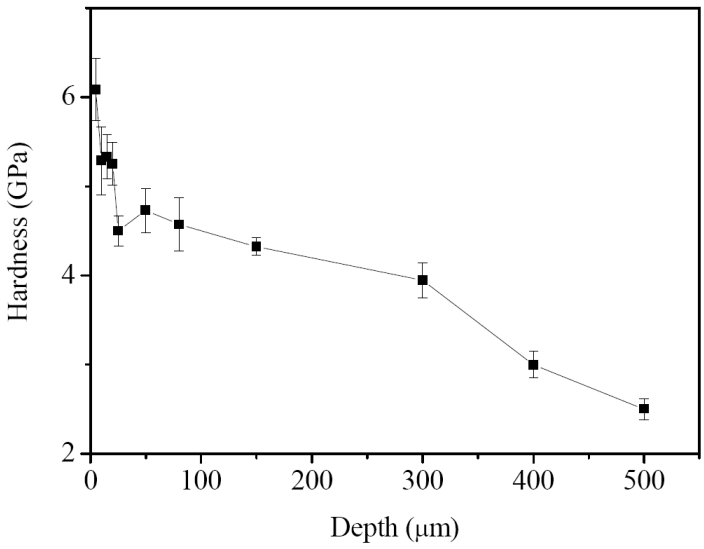


Figure I. 11 Nano indentation sur la section dans échantillon en 316L traité par grenaillage ultrasonore avec des billes de 3 mm pendant 30 minutes [14].

2.1.5 Couplage grenaillage – nitruration

Le couplage de différents traitements, notamment les traitements mécaniques avec des traitements thermochimiques ont toujours suscité un grand intérêt dans la recherche industrielle.

La nitruration gazeuse, comme le grenaillage, a pour objectifs d'améliorer les propriétés mécaniques et de résistance à la corrosion d'une pièce métallique [44], [45]. C'est un traitement thermochimique qui consiste à garder la pièce autour de 500°C, pendant un temps relativement élevé, dans un four, sous atmosphère riche en azote. Généralement de l'ammoniaque NH_3. Quand le gaz est en contact avec la surface de l'échantillon, il se dissocie en azote et hydrogène :

$$2NH_3 \leftrightarrow 2N + 3H_2 \quad \text{(I. 1)}$$

L'azote diffuse dans la pièce jusqu'à ce que la limite de solubilité soit atteinte. A partir de ce moment, les atomes d'azote se lient aux atomes de fer en formant des nitrures qui composent la couche de nitruration en surface, de dureté très élevée [46], [47] . Le premier nitrure à se former est celui qui nécessite moins d'azote, le Fe_4N, avec une structure cubique à face centrée contentent l'azote à l'intérieure du réticule cristallin composé d'atome de fer. Puis, avec l'augmentation du pourcentage d'azote se forme le deuxième composant, le Fe_2N, qui apporte à la couche une dureté moins importante qu'avec le premier. Dans la couche de nitruration, on peut distinguer deux zones différentes :

- la couche de combinaison (ou couche blanche) d'épaisseur entre 5-50 µm, en extrême surface, où il y a principalement les nitrures Fe_4N et Fe_2N ;
- La couche de diffusion, qui se trouve sous la couche de combinaison et est caractérisée par la présence d'azote dissous et de précipités de nitrures très durs avec une épaisseur entre 50 et 800 µm.

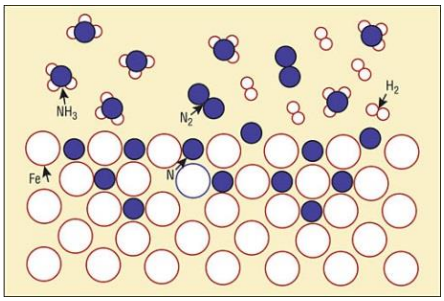


Figure I. 12 Nitruration gazeuse ;

La couche de combinaison en surface garanti à la pièce une grande résistance à l'usure, au frottement, à l'abrasion et au grippage. La couche de diffusion améliore plutôt la résistance à la fatigue [44], [48], [49]. L'avantage de cette technique est qu'elle ne dépend pas de la géométrie de la pièce, par contre le temps de maintien de l'échantillon à températures élevée rend le procédé assez coûteux. L'intérêt d'ajouter un prétraitement est dû au fait que celui-ci peut rendre la nitruration plus efficace au niveau des améliorations cités, diminuer le temps d'exposition à haute température et rendre comme ça le procédé moins onéreux [50], [51]. Dans certaines conditions et pour certains matériaux un traitement préventif de grenaillage pourrait garantir une meilleure diffusion de l'azote, des durées de traitement plus courtes, ou des températures de nitruration plus basses. Ce qui peut donner un avantage ultérieur au couplage en terme d'efficacité, mais aussi parce que des températures de nitruration trop élevées peuvent être néfastes pour les propriétés mécaniques du matériau [52]. En générale, un prétraitement mécanique, dans notre cas du grenaillage, améliore l'efficacité de la nitruration gazeuse [53] en particulier au niveau de la diffusion de l'azote. D'autres auteurs mettent en évidence la possibilité de réduire le temps de la nitruration grâce à un grenaillage effectué au préalable [51]. Dans la majorité des cas, l'amélioration de la cinétique de diffusion de l'azote est expliquée avec la présence de nano grains en surface, et donc à l'augmentation des joints de grains. Cela apporte à la pièce des voies de diffusion supplémentaires pour les atomes d'azote [46], [54], [55]. Une autre hypothèse justifie la meilleure diffusion de l'azote grâce à l'augmentation des défauts (lacunes, dislocation..) dues à la déformation plastique sévère induite par le grenaillage. Ces défauts peuvent servir de court-circuit lors de la nitruration [56]. Il y a aussi des travaux qui font ressortir un effet négatif des traitements mécaniques sur la diffusion de l'azote. Les auteurs expliquent cet effet néfaste avec la présence d'une couche de pollution issue du prétraitement mécanique [57] .

En conclusion, le couplage d'un traitement mécanique en amont d'un traitement thermochimique peut améliorer de façon importante ce dernier. Mais dans certains cas un effet négatif a été observé. Dans la bibliographie, il est assez courant trouver des études de couplage grenaillage-nitruration pour des aciers inoxydables austénitiques [48], [54], [58]. En effet ces aciers bien que présentant des très bonnes propriétés mécaniques, leurs dureté est

assez faible comparée à d'autres matériaux (notamment des aciers martensitiques), ce qui a poussé la recherche vers la mise au point de différents traitements, mécaniques ou thermochimiques, qui visent à les durcir. Moins habituelle est la nitruration sur des aciers martensitiques, et encore moins couplé avec le grenaillage.

2.2 Le choc laser

Le choc laser est un procédé mécanique qui consiste à impacter la surface d'une pièce avec des pulsations laser de très courtes durées (de l'ordre de la nanoseconde) à intensité élevée (quelque GW/cm^2) qui génèreront des ondes de choc. Ces ondes se propagent dans la profondeur en plastifiant le matériau et génèrent des contraintes résiduelles de compression dans la profondeur. Chaque tir laisse donc une marque circulaire ou quadrangulaire sur la surface à traiter de quelques mm^2. Un traitement consiste à impacter toute la surface avec plusieurs tirs afin de la recouvrir complètement. Chaque tir chevauche le précèdent d'un certain pourcentage, on parle de taux de recouvrement. Quand toute la surface est recouverte le pas est terminé. On peut effectuer différents pas sur la surface à traiter. Ce type de traitement a été initialement proposé dans les années '70 par une société américaine. A l'époque cela ne rencontra pas un grand succès à cause du mauvais rendement économique. Ce fut ensuite en France que plusieurs sociétés automobiles, aéronautiques et mécaniques s'intéressèrent au choc laser en finançant des travaux de recherche afin de comprendre le rôle que le choc laser pourrait avoir dans l'industrie[59]–[61]. Ces travaux ont montré que ce type de traitement génère des effets bénéfiques sur les matériaux comme la résistance à la fatigue [23], [24], [62]. Ces dernières années le traitement a trouvé un nouvel intérêt grâce à des nouvelles techniques qui permettent d'utiliser le traitement avec une cadence de tir plus importante.

Les étapes principales du choc laser peuvent être décrites comme ci-dessous :

1- La surface à traiter est recouverte d'une couche thermo-absorbante (peinture, feuille métallique, etc.), afin de générer une déformation plastique sans échauffement. Le plasma créé pendant le traitement peut atteindre des très hautes températures ;
2- Un film transparent, appelé milieu de confinement (Eau ; quartz ; verre) est appliqué sur la couche thermo-absorbante pour éviter que le plasma sorte de la zone à traiter afin d'intensifier l'onde de choc (une dizaine de GPa pendant quelques secondes) ;
3- Les impulsions laser sont dirigées sur la surface à traiter ;
4- L'impulsion crée un plasma à haute pression qui génère des ondes de choc dans le matériau.

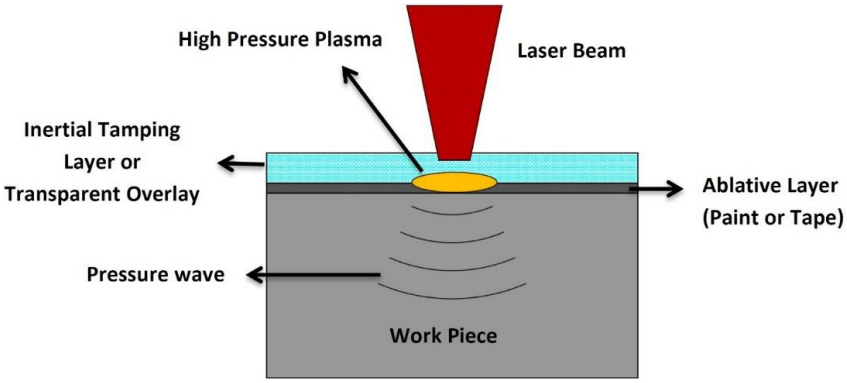


Figure I. 13 Schéma d'un système de choc laser ;

Tous les paramètres du choc laser peuvent être contrôlés, cela en fait donc une technologie facilement reproductible.

2.2.1 Paramètres du procédé

Lors du traitement par choc laser, plusieurs paramètres entrent en jeu et ont une grande importance afin d'avoir le résultat souhaité. C'est en effet avec le réglage de ceci qu'on peut contrôler le procédé :

- Intensité du laser ;
- Durée de l'impulsion ;
- Type d'impulsion ;
- Type de laser ;
- Milieu de confinement ;
- Film thermo-protecteur ;
- Nombre de passes
- Forme et taille du spot ;
- Taux de recouvrement ;

L'**intensité du laser** a un rôle très important car elle doit être assez puissante pour que la pression P_0 du plasma suffise à plastifier le matériau (P_0 supérieur à la pression de Hugoniot P_H) en sachant qu'il y a une limite (appelée seuil critique I_{th}) dépassée laquelle la pression du plasma sature et des phénomènes de claquage apparaissent. Dans la **Figure I.14** on peut noter que la pression sature pour des intensités supérieures à 10 GW/cm^2. Test effectué sur un échantillon en aluminium.

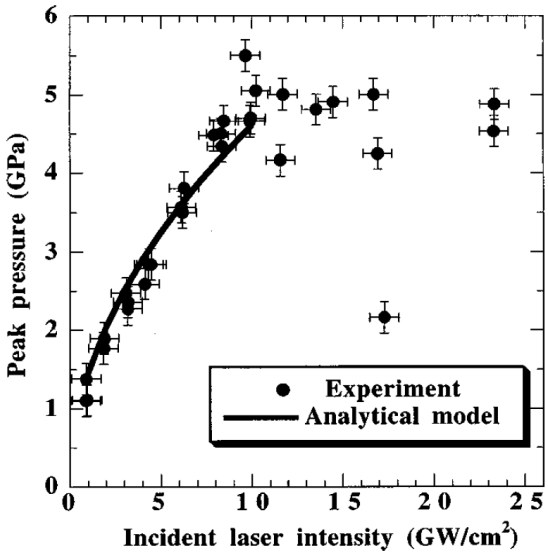


Figure I.14 Pression maximale en fonction de l'intensité du laser sur une cible d'aluminium impactée avec une impulsion laser YAG à spot circulaire de durée de 25 ns et une longueur d'onde de 1.06 µm [63]

Le laser est relié à la pression du plasma avec la relation suivante :

$$\mathbf{P_0 = A\sqrt{\frac{\alpha}{2\alpha + 3}}\sqrt{Z\,I_0}} \qquad \text{(I. 2)}$$

Avec :
P_0 (GPa) = Pression du plasma ;
A= constante ;
α = coefficient d'efficacité de l'interaction ;
Z =impédance du milieu de confinement et du matériau cible (g/cm^2 s);
I_0 = Intensité du laser (GW/cm^2) ;

$$\frac{1}{Z} = \frac{1}{Z_{Matériau}} + \frac{1}{Z_{Confinement}} \qquad \text{(I. 3)}$$

La pression de Hugoniot est définie par les propriétés mécaniques du matériau comme :

$$P_H = \left(1 + \frac{\lambda}{2\mu}\right)\sigma_Y^{Dym} = \left(1 + \frac{\upsilon}{1 - 2\upsilon}\right)\sigma_Y^{Dym} = \frac{1 - \upsilon}{1 - 2\upsilon}\sigma_Y^{Dym} \qquad \text{(I. 4)}$$

Avec :

µ et λ = constants de Lamé du matériau ;
σ_Y^{Dym} = Limite d'élasticité dynamique ;
υ = coefficient de poisson ;

Pour le choc laser la limite d'élasticité dynamique est définie par une vitesse de déformation de $10^6 s^{-1}$, et les constantes de Lamé peuvent être exprimées en fonction du module de Young et du coefficient de Poisson du matériau. Il faut donc gérer l'intensité du laser pour avoir la bonne pression. L'**intensité du laser** à une influence directe sur le profil de contrainte, en effet l'épaisseur de la couche de compression et le niveau de contraintes sont proportionnelles

à la puissance du laser [64], [65]. La Figure I.15 montre l'évolution du profil de contraintes résiduelles dans un spot avec différentes pressions du plasma.

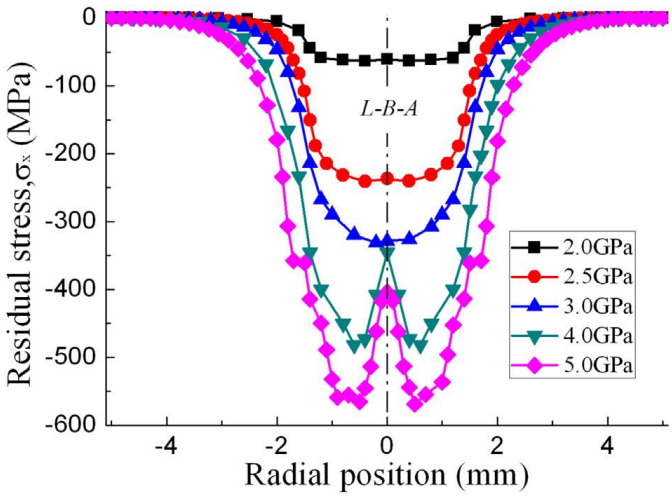


Figure I.15; étude numerique de la distribution de contraintes residuelles dans un spot pour le traitement d'une échantillon en alliage de Titane Ti6Al4V traité avec 5 differents pression du plasma [66]

Un autre paramètre important dans les réglages du choc laser est la **durée de l'impulsion** qui peut varier de 0.1 ns à 50 ns. Avoir des impulsions très courtes augmente le seuil de claquage. La Figure I.16 met en relation la pression du plasma avec la puissance pour 3 durées d'impulsion, 25, 10 et 0.6 ns. On observe que la pression de saturation augmente pour des durées plus faibles, pour des temps plus courts il est donc possible d'utiliser un laser avec une puissance incidente plus grande et une onde de choc avec une pression plus élevée. Cela veut dire, comme vu précédemment, une couche en compression plus profonde.

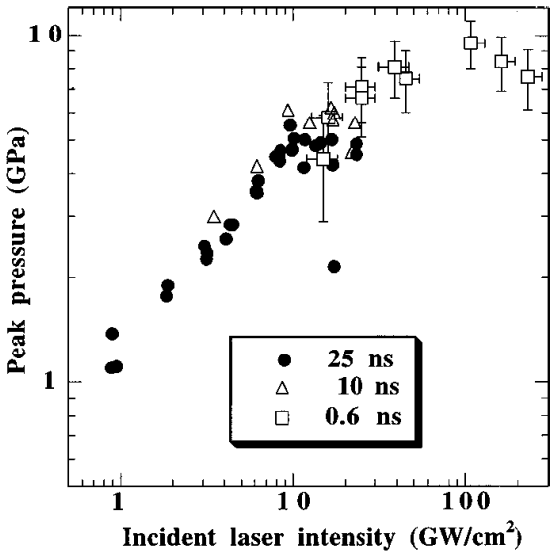


Figure I.16 Pression du plasma en fonction de l'intensité du laser pour différents durées d'impulsion, tests effectués sur une pièce en aluminium avec une longueur d'onde du laser de 1.06 µm [63]

Deux **types t'impulsion** existent pour le choc laser (Figure I.17c) :

- impulsion gaussienne ;

- impulsion à front de montée bref, Short Rise Time SRT ;

L'utilisation d'une impulsion SRT permet d'avoir un seuil de claquage plus élevée et donc d'effectuer des traitements avec des pressions d'impact plus importantes. Dans les Figure I.17a et Figure I.17b la pression est mesurée avec les deux différentes impulsions et avec deux types de matériaux de confinement, l'eau et le verre ;

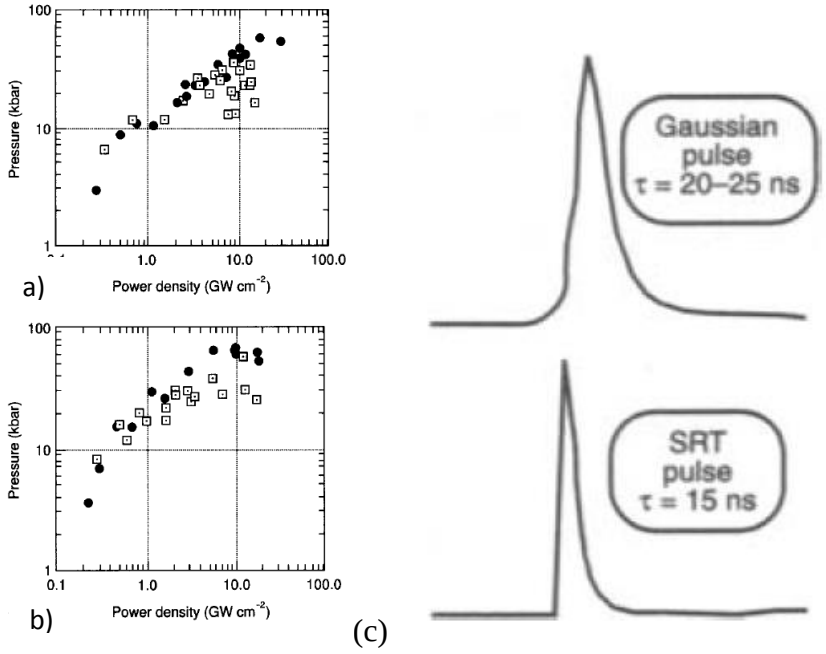


Figure I.17 a) Pression maximale en fonction de la puissance du laser pour une impulsion Gaussienne (□) de 30 ns et SRT (•) de 25ns avec l'eau comme milieu de confinement ;b) Verre comme milieu de confinement ; c) Deux types d'impulsions: Gaussien et à front de montée bref (Short Rise Time SRT); [67]

En général la **longueur d'onde** (λ) joue un rôle important dans l'interaction laser-matière. Pour comprendre son rôle quand on utilise un milieu de confinement, un travail comparatif a été effectué par Fabbro et al. [63] où la pression du plasma a été mesurée en fonction de la puissance du laser pour des longueurs d'onde de 1.06, 0.53, 0.35 et 0.308 µm. Le procédé de saturation est présent pour toutes les longueurs d'onde analysées, mais l'effet est plus marqué pour des petites λ. L'étude met aussi en évidence que sous le seuil de claquage les λ courtes sont plus efficaces, c'est-à-dire qui génèrent des pressions du plasma plus élevées. C'est probablement dû à une plus grande absorption du laser avec des courtes longueurs d'onde. En conclusion les lasers avec λ trop petit ont une zone de claquage à basse puissance, et peuvent donc générer des pressions moins fortes, en limitant leur utilisation seulement à une petite gamme de matériaux.

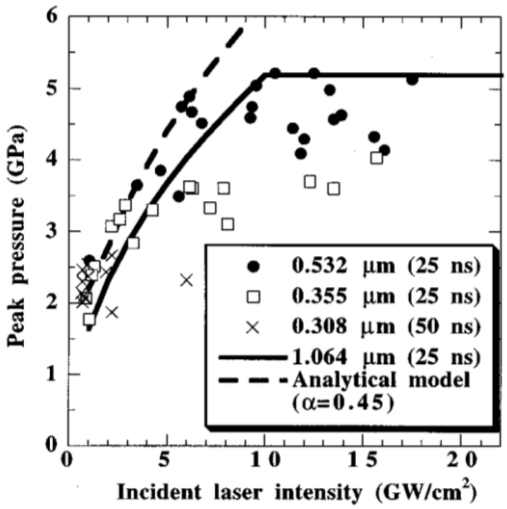


Figure I.18 Variation de pression en fonction de l'intensité du laser sur une pièce en aluminium pour les longueurs d'onde (et durée d'impulsion) de 1.06 µm (25ns), 0.53 µm (25 ns), 0.35 µm (25 ns) and 0.308 µm (50 ns) . [63]

Le **milieu de confinement** est un film adhérant à la surface de la pièce à traiter (recouverte de la couche thermo-absorbant) qui est présent pour les traitements d'ablation confinée. Si cette couche n'est pas appliquée on parle de traitement direct. Pour ce dernier type de procédé il n'y a rien qui maintient l'expansion du plasma et donc le transfert de l'impulsion au matériau est limité avec des faibles pressions et un temps de maintien de l'ordre du temps d'impulsion. Pour ces raisons la technologie d'ablation confinée est plus utilisée. En effet l'utilisation d'un milieu de confinement augmente la pression du plasma (5 fois plus que le mode direct), le temps de maintien de la pression (2 fois plus) et donc de l'interaction avec la matière. Le milieu de confinement doit répondre à deux caractéristiques principales :

- être transparent au laser ;
- Adhèrent au matériau ;

C'est évident qu'un milieu non transparent au laser ne laissera pas passer celui-ci et donc compromettrait le traitement. L'importance de l'adhérence est due au fait que l'apparition de bulles d'air diminuerait le pic de pression. Par contre si la force d'adhérence est trop forte, l'impulsion provoquera l'éclatement du milieu de confinement. Les milieux de confinement les plus utilisés sont : le verre, le quartz et l'eau. Le quartz et le verre génèrent des pressions supérieures par rapport à l'eau. Cela est dû au fait que la pression dépend de la densité du milieu de confinement et de la vitesse de propagation de l'onde dans le milieu. [68] L'épaisseur du milieu de confinement a aussi un effet sur le traitement, en particulier sur l'apparition du phénomène de claquage. C'est donc nécessaire d'effectuer des tests pour choisir la bonne épaisseur. [69] Le milieu de confinement le plus utilisé est l'eau. Moins couteux des autres et il est aussi plus facile à mettre en place. Les pièces traitées sont donc immergées dans l'eau, ou recouvertes d'un film d'eau envoyé par une buse, qui coule sur la surface à traiter. L'eau permet aussi une meilleure adhérence sur le matériau.

L'application d'un **film thermo protecteur** sur la surface à traiter est très importante parce qu'il permet d'absorber les effets thermiques du laser et a un rôle direct sur le profil de contraintes. Essentiellement les films peuvent être de deux type : Métalliques (Aluminium,

Zinc) ou organiques (peintures). Quand le film protecteur est de type métallique, il est important que son impédance soit inférieure à celle du matériau cible parce que cela augmente la pression transmise à l'échantillon. Le problème principal est surtout le niveau de la qualité de l'interface, (colle-métal) qui peut créer des hétérogénéités du traitement et aussi des bulles d'air qui diminuent la pression de l'onde de choc. Les films organiques, comme les peintures ont l'avantage d'une simple application et une très bonne adhérence. Le problème est lié à la résistance, en effet elles éclatent facilement. L'épaisseur du film peut varier de quelques µm à 150 µm, cela dépend du type de traitement et du matériau. Un film trop mince peut ne pas absorber les effets thermiques du laser, le contraire, un film trop épais peut affaiblir la pression de l'onde de choc. Dans les deux cas il y a des effets néfastes pour les contraintes résiduelles.

Dans le LSP un des paramètres du traitement est le nombre de **passes.** Cela représente le nombre de fois que la zone à traiter a été impactée par le laser. Cela permet d'augmenter la profondeur de la couche de compression avec toutes les améliorations que cela comporte. Le profil de contraintes résiduelles après impacts répétés semble saturer au fur et à mesure des passes, avec les contraintes en surface qui pour certains traitements et matériaux restent inchangées après le premier impact. Cela dépend de la saturation plastique induite par le premier impact. Dans la **Figure I.19** est présentée l'évolution du profil de contrainte d'un acier 35CD4 impacté à différents nombre de passe qui confirme l'affirmation précédente sur l'influence des nombres de passes.

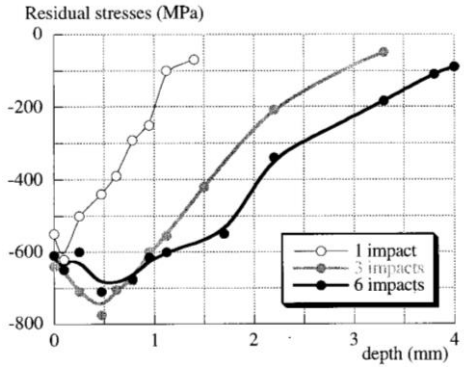


Figure I.19 Evolution des contraintes résiduelles dans la profondeur d'un échantillon en acier 35CD4 traité par LSP avec une intensité du laser de 10 GW/cm2 de 30 ns de durée pour 1 impact, 3 impacts et 6 impacts ; [63]

Dans la **Figure I.20**, grâce à une étude sur l'évolution de la contrainte en surface nous pouvons constater l'effet de multiples impacts en surface. Des impacts plus intenses arriveront à saturation plus rapidement. Le niveau de contraintes en surface, dépend aussi du type de matériau, car un matériau plus dur avec une limite élastique élevée aura besoin de plusieurs passes pour arriver à saturation parce que la pression d'impact ne sera suffisante pour générer le taux de déformation maximal de la première impulsion.

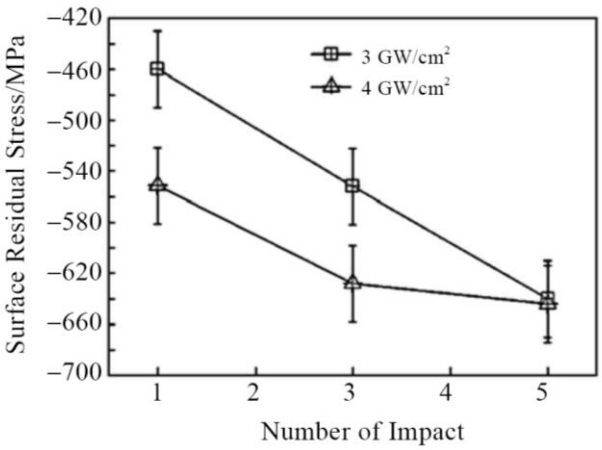


Figure I.20 évolution de la contrainte en surface d'un échantillon en Ti-5Al-4Mo-4Cr-2Sn-2Zr traité par LSP avec une intensité du laser de 3 et 4 GW/cm2 de 20 ns de durée pour 1 impact, 3 impacts et 5 impacts ; [70]

Un autre paramètre qui peut changer dans ce type de traitement est la taille et **la forme du spot**. En général la forme du spot plus courant pour le LSP est circulaire. Cependant, avec des systèmes optiques, c'est aussi possible d'utiliser des spots carrés ou ovales. Les spots circulaires provoquent une contrainte superficielle non homogène le long du rayon du spot, avec la contrainte qui remonte au milieu du spot (**Figure I.21**). En utilisant un spot carré ce phénomène peut être évité, même si la solution la plus utilisée est de choisir un spot circulaire avec le bon taux de recouvrement pour éviter ce problème. En effet en superposant plusieurs spots, le champ de contraintes en surface s'homogénéise (**Figure I.21**)

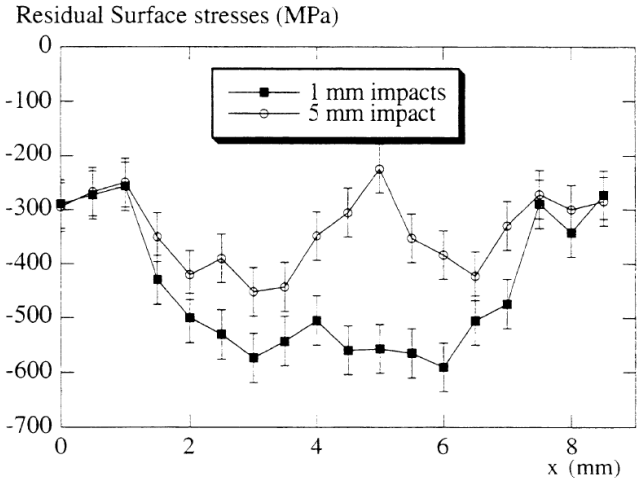


Figure I.21 Distribution de la contrainte superficielle induite par le choc laser avec 4-5 GW/cm^2 pour an acier 55C1 impacté avec une seule impulsion avec spot circulaire de 5 mm de diamètre (point blanc) et la même surface impactée par 42 impacts plus petits superposés de 25% (carré noir) ; [71]

Un autre aspect important est la **taille du spot**, qui varie de quelques centaines de µm à 8-10 mm. En générale la profondeur affectée par le traitement diminue avec les impacts plus petits, particulièrement pour les impacts de taille inférieure à 1 mm. La **Figure I.22** illustre deux profils de contraintes résiduelles obtenues sur un acier 55Cl traité avec deux tailles de spot circulaires, 1 mm et 6 mm de diamètre. [72] [73]

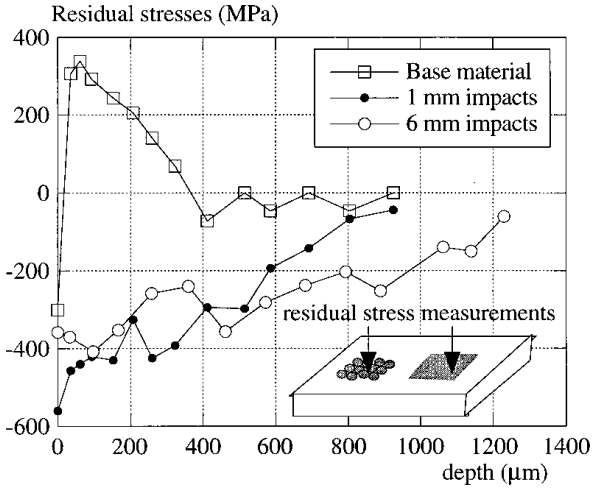


Figure I.22 Effet de la taille du spot sur un alliage acier 55Cl traité par choc laser[63] ;

Dans le choix des conditions de traitement il y a le **taux de recouvrement**. Le concept de taux de recouvrement pour le choc laser n'est pas le même que pour le grenaillage. Dans le LSP, le recouvrement représente le pourcentage de superposition d'un spot par rapport au précèdent. La profondeur de la couche en compression est aussi dépendant du taux de recouvrement. Le rôle du recouvrement dans la résistance à la fatigue pour l'alliage TA6V est mis en évidence dans les travaux de Huang [74]. Cela augmente avec le recouvrement, comme l'incrément de la résistance à la corrosion électrochimique pour un acier AISI 4145. [75]

2.2.2 Caractéristiques des matériaux traités par choc laser

Le LSP implique des vitesses de déformation très élevées, 10^6 s^{-1}, et fréquemment des changements de la microstructure et des propriétés mécaniques. Malgré une vitesse de déformation élevée, la déformation totale reste inférieure à celle du SP. La caractéristique principale d'un matériau traité par choc laser est la présence de contraintes résiduelles de compression dans une couche beaucoup plus profonde par rapport à d'autres techniques de mise en compression comme le grenaillage classique ou ultrasonore. L'état de surface se présente assez lisse, sans trop altérer la rugosité initial de la pièce.

La **microstructure** du matériau traité par choc laser peut se présenter avec une diminution de la taille des grains.[70], [76], [77] La diminution n'est pas toujours observée avec un seul impact [78]. Les transformations de phases ne sont pas courantes dans ce genre de traitement dû aux pressions trop faibles (<10 GPa), mais il est possible de les observer tout de même dans certaines conditions [79]. Des effets de texture peuvent aussi être présents. [80]

En général le choc laser ne modifie pas énormément la **rugosité** initiale du matériau traité. En réalité plus qu'une rugosité, la surface choquée présente une ondulation due à l'enfoncement de la matière qui subit l'onde de choc (Figure I.23). Cela dépend du taux de recouvrement et du pourcentage de superposition des deux spots consécutifs. La Figure I.24 montre le changement de la rugosité d'un alliage d'aluminium traité par choc laser à différents taux de recouvrement entre les spots. Un taux de 50 % permet d'avoir une rugosité moins élevée, des taux trop faibles ou trop élevés n'arrivent pas à bien tasser les cratères crées par l'impact précèdent [81].

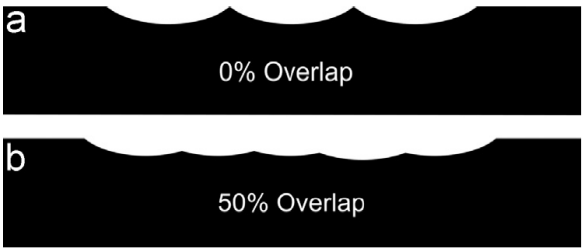


Figure I.23 Exemple de surface traité par choc laser ; a) avec 0% de recouvrement et b) avec un recouvrement de 50% ; [82]

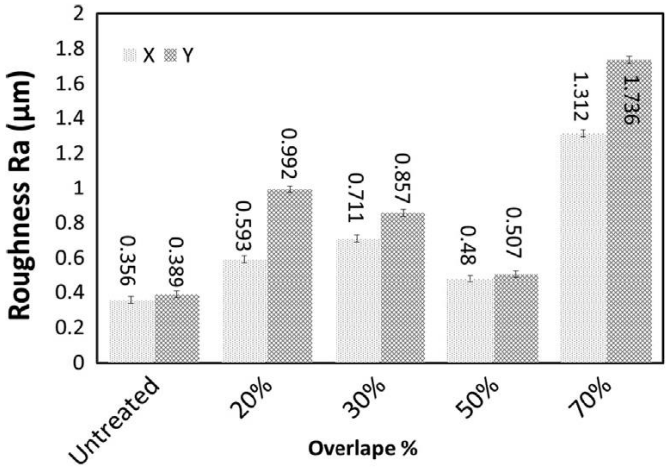


Figure I.24 Effet du taux de recouvrement sur la rugosité d'un échantillon en alliage d'aluminium AL6061-T6 traité par choc laser avec une densité de puissance de 5.6 GW/cm2 avec un temps de 8 ns et un spot de 1,5 mm de diamètre ; [82]

Le choc laser écroui le matériau dans la région impactée. Divers études montrent que l'**écrouissage** dépend fortement de la pression, du temps d'impulsion et un peu moins du nombre de passes effectuées. Si l'on considère l'effet purement mécanique, pendant un traitement de choc laser il y a trois mécanismes d'écrouissage qui peuvent se vérifier :

- Ecrouissage dû à l'augmentation de la densité des dislocations après le choc [59],[60]. On fait les mêmes considérations que pour un impact conventionnel.
- Ecrouissage dû aux transformations de phases [60], [61]. Difficile à atteindre avec les pressions classiques d'un traitement de choc laser.
- Ecrouissage dû à la formation de macles (dans les aciers inoxydables).

En générale, l'écrouissage généré par le choc laser est inférieur à celui du grenaillage, aussi comme l'augmentation du niveau de dureté, au tour de 10-20%.

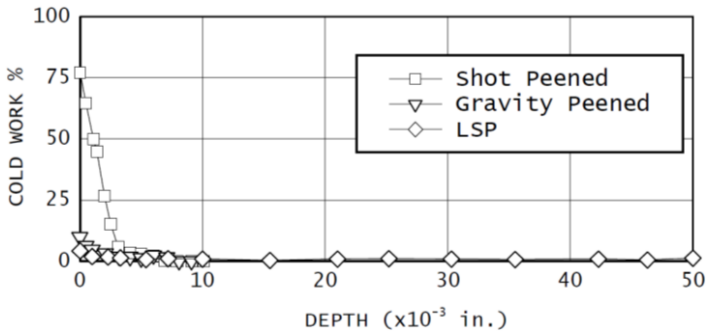


Figure I.25 pourcentage d'écrouissage induit par grenaillage conventionnel (shot peened) et par choc laser (LSP) sur une pièce en alliage de titane Ti-6Al-4V [83] ;

Le durcissement sature à pression très faible et avec plusieurs tirs il y a une augmentation de la profondeur de la couche durcie, sans que le niveau de dureté augmente (**Figure I.26**) [84]. L'écrouissage diminue dans la profondeur du matériau, dû à la réduction du pic de pression dans la matière.

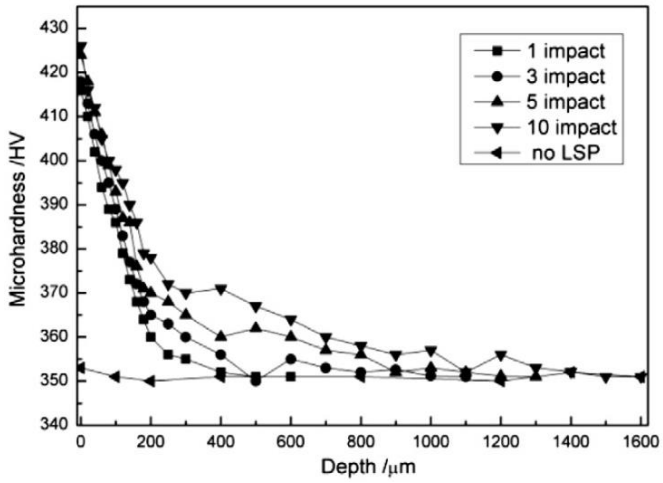


Figure I.26 Évolution de la dureté Vickers avec le nombre d'impact pour l'alliage de Titane TC6 traité par choc laser avec une énergie de 6 J, une duré de 20 ns, un spot de 3 mm de diametre et 60% de recouvrement ; [84]

La **dureté** generé par le LSP est moins important par rapport à d'autre traitement de surface, phénomène probablement dû à la courte durée de l'impulsion ou au fait que la deformation etant uniaxiale n'active pas tous les systèmes de glissement de la structure et par conséquence moins de dislocations. En général les pressions sont moins élevées que celles du grenaillage, mais pour certains matériaux et certaines conditions speciphiques il est possible d'atteindre une augmentation de la dureté de 50 %.

La **limite d'élasticité** des matériaux traités par choc laser subis des changements dus à l'effet des vitesses de déformation importantes ($10^6 s^{-1}$) et au nombre de dislocations. Cela dépend du matériau et du type de choc (à température ambiante ou à température élevée par exemple). Dans la **Figure I.27** sont exposés les travaux de J ;Z.Lu et al [40] qui s'est intéressé à l'augmentation de la limite élastique et la limite à rupture de l'alliage de cuivre H62 traité par choc laser.

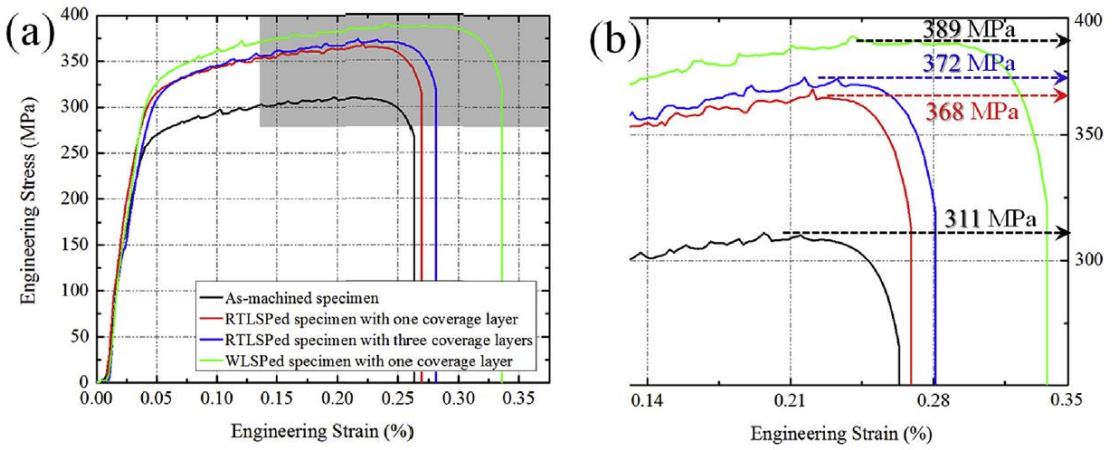


Figure I.27 a) Courbe de traction d'un échantillon en alliage de cuivre H62 traité par choc laser à température ambiante RTLSPed avec un pas et deux passes et à temepérature elevée WLSPed ; b) detail de la courbe correspondant à la zone en gris ; [40]

La résistance à la **fatigue** est aussi augmentée après LSP (Figure I.28a et Figure I.28b). L'effet bénéfique sur la limite à fatigue est observable surtout pendant la phase d'amorçage, contrairement au grenaillage qui intervient également sur la phase de fissuration, sans modifier le site d'amorçage des fissures. Dans le cas des bi-matériaux la matrice et les précipités ont une différence de dureté importante par conséquence le choc laser ne déforme pas la matière de la même façon et crée des aspérités locales qui peuvent conduire à l'amorçage de la fissure. Les porosités peuvent aussi avoir un effet sur l'homogénéité du traitement et créer des zones plus propices aux amorçages. Dans les travaux de Correa et al en Figure I.28a des tests de fatigue stress/ nombre de cycles sont présentés. Dans les deux types de traitement par choc laser, appelés strategy 1 et strategy 2, la différence provient de la direction d'avancement du laser pendant le traitement. Strategy 1 la direction d'avancement est parallèle à la direction de la charge à fatigue, et dans strategy 2 perpendiculaire. Le papier montre aussi que la séquence d'avancement du laser peut avoir un effet sur les distributions des contraintes résiduelles et donc sur la résistance à la fatigue [85]. Le nombre de pas a aussi un influence sur la limite à fatigue comme montré par Zhang dans les tests sur un alliage de titane Ti6Al4V impacté une fois ou deux fois avec un laser à longueur d'onde de 1060 nm, durée d'impulsion de 10 ns e intensité 5 GW/cm^2. La Figure I.28b montre que la limite a fatigue augmente avec le nombre de passes, dans certaines limites, car si on dépasse un nombre de passes critiques, la résistance à la fatigue diminue, devenant inférieure à celle du matériau non trait, dû à la détérioration du matériau.

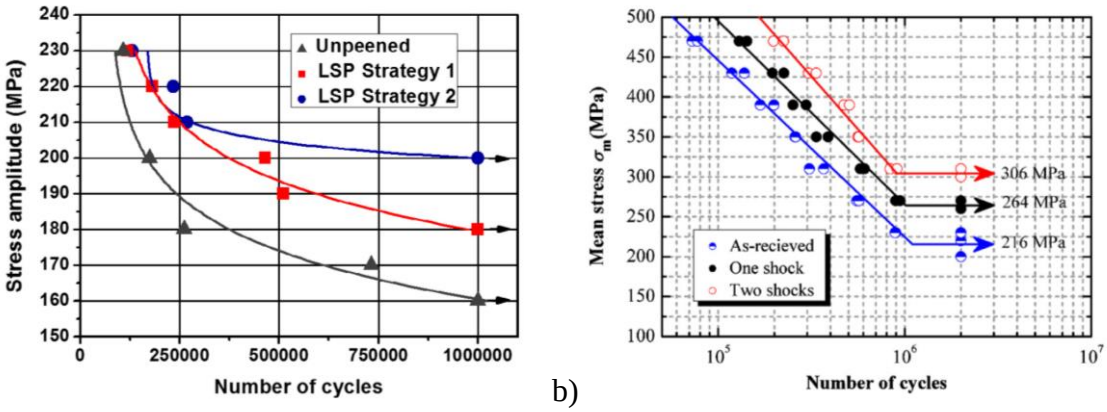


Figure I.28 a) Test de fatigue sur l'acier inoxydable 316L traité par choc laser avec une laser YAG à intensité de 2.4 j/pulsation, une longueur d'onde de 1064 nm et un spot circulaire de 1.5 mm de diamètre [85]; Test de fatigue sur l'alliage de Titane Ti6Al4V traité par choc laser avec un langueur d'onde du laser de 1064 nm ,'intensité de 5 GW/cm^2, durée d'impulsion de 10 ns avec des spot de 5 mm de diamètre.et taux de recouvrement de 40 % [23] ;

Comme les traitements de grenaillage, le choc laser génère sur la pièce une couche de **contraintes résiduelles** de compression avec une épaisseur qui peut dépasser le millimètre. Les contraintes sont généralement maximales en surface et décroissent progressivement dans la profondeur. Le profil de contraintes dépend des paramètres du procédé, en particulier de la puissance du laser, qui est proportionnelle à l'épaisseur de la couche en compression et à la valeur de la contrainte maximale, aussi que le nombre de passes effectué. Naturellement, la contrainte a tendance à saturer avec l'augmentation de la puissance ou avec le nombre de passes. Le milieu de confinement et le film thermo absorbant influencent aussi les contraintes [82], [83], [86], [87]. La formation des contraintes résiduelles induites par le choc laser se produit en deux étapes : 1) le matériau subit un enfoncement uniaxial pendant l'interaction laser-matière et 2) après que l'impulsion disparait, les contraintes de compression sont créées autour du volume impacté. Comme observé tout au long de cette partie dédiée au choc laser, les contraintes résiduelles sont influencées par la puissance du laser, le nombre d'impacts, la taille et la forme du spot, et les propriétés mécaniques du matériau traité [67], [87]. La couche mise en compression après LSP est plus épaisse que les autres traitements de surface, généralement de l'ordre du millimètre. Le pic de contrainte maximale en compression se trouve communément en surface ou très proche de l'extrême surface. Dans la Figure I. 29 est représentée une série de profils de contraintes résiduelles issues de traitement de choc laser avec une seule impulsion pour différents matériaux et configurations [71].

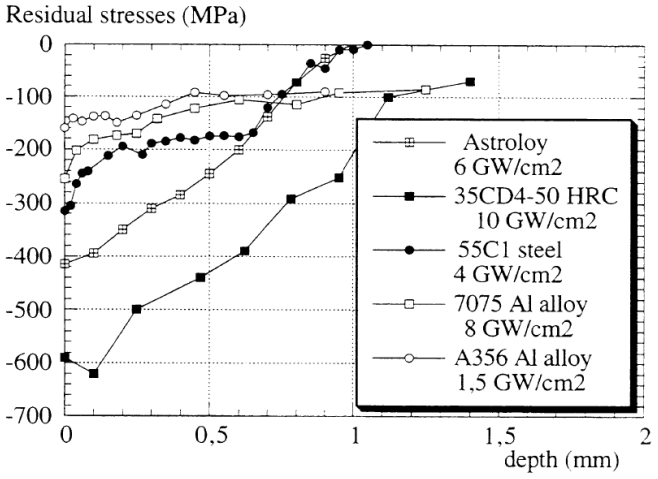


Figure I. 29 Profils de contraintes résiduelles induits par le choc laser avec un seul impact sur différents matériaux et différents configurations. (Détails dans la légende du graphique) [71].

I.3 LES CONTRAINTES RESIDUELLES

Comme nous l'avons présenté précédemment, un des objectifs principaux du grenaillage, conventionnel ou ultrasonore et du choc laser est l'introduction des contraintes résiduelles dans la pièce traitée. Les contraintes résiduelles, également appelées contraintes internes, sont des contraintes auto équilibrées présentes dans un système en absence de tout chargement extérieur. D'une manière plus précise on peut dire que le solide a subis, suite à une sollicitation, un champ de déformations permanentes qui ne vérifie pas les équations de compatibilité. Il y a donc la formation de déformations additionnelles telles que la déformation totale soit compatible. Le champ de contrainte associé à cette déformation complémentaire est le champ de contraintes résiduelles. Elles ont trois origines possibles : mécanique, thermique ou chimique. Les contraintes résiduelles peuvent affecter de manière significative les propriétés mécaniques des matériaux et des composants structuraux, notamment la durée de vie en fatigue, la stabilité dimensionnelle, la résistance à la corrosion, ou encore la rupture fragile. Elles sont difficiles à prévoir et à mesurer de manière fiable par rapport aux contraintes en service, et leur effet n'est pas toujours bénéfique. Pour cette raison, leur analyse devient une étape obligatoire pour la conception de pièces et des d'éléments structuraux ainsi que l'estimation de leur fiabilité dans les conditions réelles de service. Bien que certains progrès aient été réalisés dans le développement de techniques pour bien gérer les contraintes résiduelles, des efforts considérables sont encore nécessaires pour développer des méthodes efficaces et fiables pour les mesurer et analyser. Il est très important de connaître l'ampleur et la répartition des contraintes résiduelles par rapport à la contrainte appliquée, car cela peut modifier la réponse des matériaux au chargement. En effet, la contrainte réelle à laquelle est soumise une pièce en service sera la somme des contraintes résiduelles et des contraintes de service. De fortes contraintes résiduelles peuvent causer une instabilité dimensionnelle par des phénomènes comme le fluage, la fatigue et la fissuration par corrosion sous tension. Une meilleure compréhension de ces phénomènes permet de réduire les problèmes liés aux contraintes néfastes et maximiser leurs avantages.

3.1 Origine des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles ont diverses origines possibles ; elles peuvent être générées pendant les procédés de fabrication, d'usinage ou aussi peuvent être générées en service par chargement mécanique. Les origines des contraintes résiduelles peuvent être de trois types: déformation plastique hétérogène, gradient thermique, et réactions chimiques [88].

Sous un **chargement mécanique complexe**, chaque partie d'un objet pourrait se déformer de manière non uniforme. Certaines zones donc peuvent subir de plus grandes déformations plastiques par rapport à d'autres, et certaines parties peuvent subir seulement des déformations élastiques. L'objet en entier doit garder son intégrité, par conséquent, lorsque le chargement mécanique appliqué est supprimé, des contraintes résiduelles sont générées à l'intérieur de l'objet de façon à ce que l'équilibre soit respecté. La cause externe est la contrainte appliquée de manière non uniforme, et la cause interne peut être attribuée aux différentes concentrations de compositions chimiques et d'orientations des grains.

Quand un **matériau est soumis à une source de chaleur**, l'amplitude moyenne de vibration des atomes augmente. Ceci augmente la distance entre les atomes provoquant l'expansion du matériau. Si les déformations résultantes de cette expansion restent dans le domaine élastique et que le matériau ne subit pas de changement de phase pouvant provoquer un changement de volume, alors les contraintes thermiques sont réversibles. Quand la température est suffisamment haute lors de procédés de chauffage ou de refroidissement, la limite d'élasticité du matériau est souvent dépassée ce qui provoquera par la suite des déformations plastiques ; les contraintes thermiques induites ne sont alors plus réversibles. Au cours d'un chauffage ou d'un refroidissement, un matériau peut subir des transformations de phases**,** telles qu'une transformation martensitique lors d'une trempe et une précipitation lors d'un vieillissement. La transformation martensitique induit une expansion du volume. Les précipités introduisent aussi des champs de contraintes dus au changement de volume.

Les **réactions chimiques** sont principalement causées par des facteurs externes, comme l'exposition de la pièce aux intempéries atmosphériques ou par exemple, le maintien de la pièce en ambiantes riche en azote comme dans le cas de la nitruration. Un acier de nitruration forme une couche de nitrures sur la surface. Le volume spécifique des nitrures est plus élevé que celui de la matrice de l'acier. Pour que l'objet maintienne son intégrité, des contraintes résiduelles de compression avec des valeurs relativement élevées sont créées dans toute la couche nitrurée.

3.2 Type de contraintes résiduelles

Les déformations qui sont à l'origine des contraintes résiduelles peuvent avoir lieu à l'échelle macroscopique, microscopique ou mésoscopique. Selon l'échelle, elles peuvent être classifiées en trois types :

- Contraintes résiduelles macroscopiques (du premier ordre σ^{I}) qui se développent sur certaines zones d'un même corps à une échelle plus grande que la taille de grains du matériau, voire plusieurs grains. Sur une échelle qui arrive à l'ordre du millimètre. Ces zones peuvent atteindre localement un état de contrainte de grande intensité. Ces contraintes ont un intérêt important pour la conception et l'analyse des défaillances.

- Contraintes résiduelles à l'échelle mésoscopique (second ordre σ^{II}) qui varient à l'échelle de quelques grains, elles sont dues à la structure granulaire du polycristal. A cause des désorientations cristallines entre les grains et du glissement plastique, la déformation plastique est incompatible de grain à grain et responsable de contraintes internes. Les contraintes résiduelles du second ordre seront alors considérées comme homogènes seulement sur des petits domaines du matériau, entre grains (quelques microns).

- Contraintes résiduelles à l'échelle microscopique (du troisième ordre σ^{III}) qui existent dans un grain, car au sein d'un même grain la déformation plastique n'est pas uniforme. Il existe en effet des discontinuités microscopiques comme les bandes de glissement, les dislocations et d'autres défauts cristallins tels que les atomes de substitution, lacunes ou même des précipités. Celles-ci vont engendrer des champs de contraintes très variables localement (à l'échelle atomique).

Le champ de contraintes résiduelles est le résultat des contraintes des trois ordres car elles interviennent simultanément. Ce sont les contraintes résiduelles macroscopiques (ordre I) qui suscitent le plus d'intérêt pour les ingénieurs en mécanique et les bureaux d'études. Les deux types de micro-contraintes résiduelles, même si elles ont une influence très localisée, peuvent avoir un effet sur les propriétés macroscopiques, et donc, la connaissance des niveaux de ces contraintes résiduelles au sein d'un composant peut s'avérer d'une importance fondamentale.

3.3 Etat mécanique après grenaillage

Pendant le traitement de grenaillage, la pièce subit une déformation plastique sur une couche superficielle d'épaisseur variable selon le réglage du procédé. La déformation plastique est causée par les impacts répétés des projectiles. Après le traitement, un champ de contraintes résiduelles de compression est présent sur la surface de la pièce. Ce phénomène peut être expliqué comme la réponse du matériau à la déformation plastique induite par les impacts sur la surface d'un massif. Les impacts en effet, allongent la couche en extrême surface du massif, la matière en dessous s'étire légèrement pour respecter l'équilibre de la structure. Le résultat final sera une couche en surface en compression, et la partie de matière restante en traction en absence de toutes sollicitations extérieures. Une pièce ayant été traitée par grenaillage, présente une couche de contrainte de compression en extrême surface. Quand le traitement est homogène, et que la surface est plane le tenseur des contraintes en surface prend la forme suivante:

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma(z) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma(z) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \text{(I. 5)}$$

exprimé dans un repère de coordonnées locales en référence à la Figure I. 30, une forme classique pour la valeur de la contrainte σ en fonction de la profondeur z est aussi représentée sur cette figure. On appellera σ_{surf} la contrainte surfacique. Puis la contrainte atteint son maximum σ_{max} en sous couche à une profondeur z_{max}. Pour donner un ordre de grandeur, suivant les matériaux et les paramètres choisis pour le procédé, cette valeur varie entre la moitié de la limite élastique du matériau et la limite élastique elle-même. Ensuite elle remonte vers la traction qui atteint son max en σ_p à la profondeur z_p. La profondeur de la couche en compression sera appelée z_0. Les appellations prises ici pour les points du profil de contraintes seront utilisées tout au long du manuscrit.

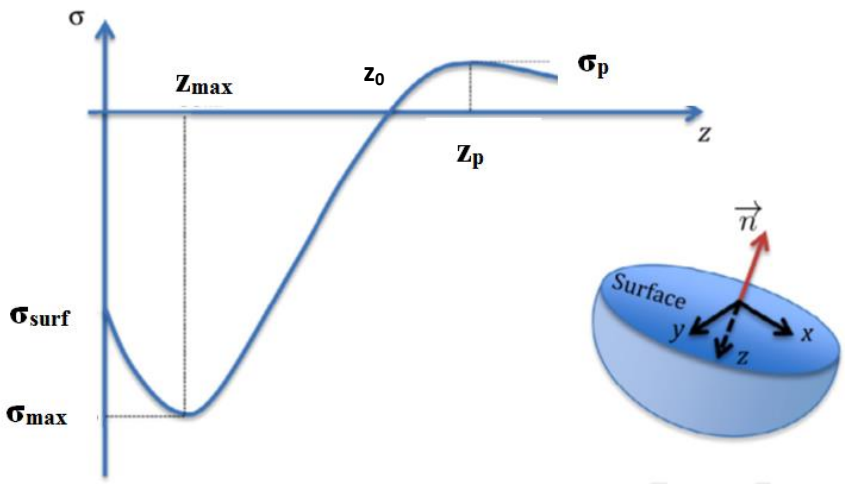


Figure I. 30 Répartition typique des contrainte résiduelles dans la profondeur (z) d'un massif traité par grenaillage avec : σ_{surf} =contrainte surfacique ; σ_{max} =contrainte maximale en compression ; σ_p =contrainte maximale en traction ; z_{max}=profondeur de la contrainte maximale en compression ; $z_{0=}$ profondeur à laquelle la contrainte change de signe ; z_p=profondeur de la contrainte maximale en Traction ;

Ici, et dans tous les chapitres, nous considérons le matériau isotrope et homogène sans possibilité de transformation de phase. Le tenseur des contraintes résiduelles d'une pièce grenaillée, de volume V et surface S et de normale $\vec{n}$, est en équilibre et la surface est libre de contraintes :

$$\begin{cases} div(\sigma) = 0 & sur\ V \\ \sigma\,\vec{n} = 0 & sur\ S \\ \sigma = E(\varepsilon - \varepsilon^p) \end{cases} \qquad \text{(I. 6)}$$

La déformation totale ε peut être décomposée en une partie incompatible ε^p et une partie élastique ε^e, avec E le tenseur d'élasticité.

Avec les hypothèses présentées et dans le cas d'un massif semi-infini, il existe une relation analytique entre les contraintes résiduelles et les déformations. Le tenseur des déformations prenant dans ce cas prend la forme:

$$\varepsilon = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \epsilon_{zz}(z) \end{pmatrix} \qquad \text{(I. 7)}$$

Et celui des déformations plastiques, en considérant que la déformation plastique est isochore :

$$\varepsilon^p = \begin{pmatrix} \varepsilon^p(z) & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon^p(z) & 0 \\ 0 & 0 & -2\varepsilon^p(z) \end{pmatrix} \qquad \text{(I. 8)}$$

Puis à travers la loi de Hooke nous pouvons écrire la partie élastique :

(I. 9)

$$\varepsilon^e = \begin{pmatrix} \varepsilon^e(z) & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon^e(z) & 0 \\ 0 & 0 & \frac{2\upsilon}{\upsilon-1}\varepsilon^e(z) \end{pmatrix} \quad \text{(I. 10)}$$

$$\text{Avec} \quad \varepsilon^e(z) = \frac{1-\upsilon}{E}\,\sigma(z)$$

Où E est le module de Young et υ le coefficient de Poisson. En utilisant la loi de Hooke et le fait que $\varepsilon^e + \varepsilon^p = 0$:

$$\varepsilon^p(z) = \frac{\upsilon - 1}{E}\,\sigma(z) \quad \text{(I. 11)}$$

L'analyse et les hypothèses présentées sont vérifiées dans la grande majorité des cas de grenaillage. En effet, le traitement se présente souvent de façon homogène, la surface à traiter est plane et la couche affectée est petite par rapport à l'épaisseur de la pièce.

3.4 Introduction du champ de contraintes dans un code éléments finis

Une fois connu le profil de contraintes, il est important de savoir l'effet que celui-ci a eu sur la déformation d'une pièce. C'est-à-dire que le profil de contraintes que l'on mesure ou que l'on calcule, et celui obtenu après que la pièce se soit déformée pour retrouver un équilibre qui a été perturbé à cause des sollicitations induites pendant le traitement.

Les contraintes, dues au grenaillage dans notre cas, peuvent être mesurées expérimentalement à l'aide de différentes techniques. Mais cela n'est pas suffisant pour établir l'état de déformations dans le volume de la pièce ni pour avoir une idée globale de l'effet du traitement. Cette nécessité donne à l'utilisation de codes éléments finis une importance primordiale dans les analyses. Des logiciels commerciaux permettent de réaliser des calculs de rééquilibrage statique à partir d'un état initial "déséquilibré" par un champ de contraintes ou de déformations. La démarche est la suivante : on impose des conditions initiales qui donneront après équilibrage les contraintes mesurées et la déformation globale de la pièce.

Il est possible alors de connaître comment la pièce s'est déformée sous l'effet du traitement, afin d'obtenir ensuite le profil de contraintes mesuré ou calculé et l'analyser avec un point de vue plus global. Le choix des conditions initiales dépendent du type de logiciel à disposition et des méthodes qui nous semblent les plus appropriées au problème du grenaillage. Certaines méthodes permettent d'introduire un champ initial de déformation [89] et la distribution globale des contraintes [90]. Une méthode assez intéressante est l'introduction d'un champ thermomécanique qui produit les contraintes et déformations cherchées [91]. Cependant cette dernière requiert différents step de calcul et le temps peut devenir important. Dans notre cas, Abaqus permet l'introduction d'un champ de contraintes. Nous nous sommes donc intéressés à la démarche proposée par Rouhaud et al. [90] pour lier les contraintes mesurées σ^R aux contraintes à introduire à l'état initial σ^I.

Avec les hypothèses et les conditions précédentes, si nous prenons ici le tenseur I.5 comme état initial du champ des déformations plastiques, en sachant que la forme du tenseur des contraintes mesurées σ^R est donnée par la I.3, l'état correspondent de contraintes sera

$$\sigma^I = E(\varepsilon - \varepsilon^p) = -E : \varepsilon^p \quad \text{(I. 12)}$$

En considérant que la déformation totale est égale à zéro

On écrit l'état initial du champ de contraintes à introduire dans le code EF en fonction de la déformation plastique initial:

$$\sigma_{xx}^I = \sigma_{yy}^I = -\frac{E}{(1+\upsilon)(1-2\upsilon)}\left[(1-\upsilon)\varepsilon_{xx}^p + \upsilon\varepsilon_{yy}^p + \upsilon\varepsilon_{zz}^p\right] \quad \text{(I. 13)}$$

$$\sigma_{zz}^I = -\frac{E}{(1+\upsilon)(1-2\upsilon)}\left[\upsilon\varepsilon_{xx}^p + \upsilon\varepsilon_{yy}^p + (1-\upsilon)\varepsilon_{zz}^p\right] \quad \text{(I. 14)}$$

Avec σ^I :

$$\underline{\sigma^I(z)} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx}^I(z) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{yy}^I(z) & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz}^I(z) \end{bmatrix} \quad \text{(I. 15)}$$

Des conditions d'équilibre permettront de prendre en compte les déformations en fonction de l'épaisseur de la pièce et de la couche mises en compression

Pour résoudre les équations (I.13 et I.14) nous avons besoin de connaitre les déformations. La première étape consiste à modéliser une éprouvette comme une plaque infinie, d'épaisseur h, et pour laquelle on connaît la contrainte résiduelle sur une profondeur z_0. Cette dernière est la profondeur plastifiée par le grenaillage (**Figure II. 1**).

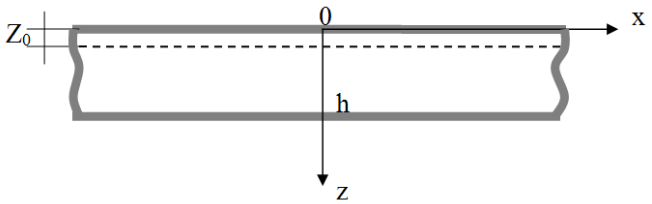


Figure II. 1 Éprouvette modélisé ; Z_0 = profondeur de la couche en compression ; h = épaisseur de la plaque ;

Des hypothèses faites dans la bibliographie on rappelle qu'entre z_0 et l'épaisseur h de la plaque la déformation plastique est nulle ($\varepsilon^P=0$), et qu'entre zéro et z_0 le tenseur de contraintes résiduelles est connu, et correspond aux contraintes mesurées ($\sigma^R(z)$).
En appliquant la loi de Hooke on obtient :

$$\varepsilon^e = \frac{1-\upsilon}{E}\sigma^R$$
$$\varepsilon_{zz}^e = -\frac{2\upsilon}{E}\sigma^R \quad \text{(I. 16)}$$

Si aucune discontinuité n'apparaît dans le matériau, la déformation totale ε^T doit être compatible. On a donc:

$$\frac{\partial^2\varepsilon_{xx}^T}{\partial z^2} = \frac{\partial^2\varepsilon_{yy}^T}{\partial z^2} = 0 \quad \text{(I. 17)}$$

Et la solution est :

$$\varepsilon^T = \varepsilon_{xx}^T = \varepsilon_{yy}^T = Az + B \tag{I. 18}$$

A et *B* sont des constantes. Plus particulièrement, *A* = *1/R*, soit l'inverse du *R* rayon de courbure de la plaque. *B* correspond à l'allongement relatif de l'éprouvette. Si on décompose la déformation totale en une partie élastique et une partie plastique, on obtient :

$$\frac{1-\upsilon}{E}\sigma^R + \varepsilon^p = Az + B \tag{I. 19}$$

Cette équation permet de relier la déformation globale, la déformation plastique et la contrainte résiduelle. On peut calculer la déformation plastique

$$\varepsilon^p(z) = Az + B - \frac{1-\upsilon}{E}\sigma^R(z) \tag{I. 20}$$

Pour le calcul des coefficients *A* et *B*, en considérant l'équilibre dans l'éprouvette, on peut imposer que l'effort normal *N* et le moment de flexion M_t soient nuls. Nous obtenons donc :

$$\int_0^h \sigma^R(z)dz = 0 \tag{I. 21}$$

$$\int_0^h z\sigma^R(z)dz = 0 \tag{I. 22}$$

En prenant en compte les hypothèses et les équations précédentes on peut décomposer les deux intégrales précédentes comme ceci :

$$\int_0^{z_0} \sigma^R(z)dz + \int_{z_0}^h \left(\frac{EA}{1-\upsilon} z + \frac{EB}{1-\upsilon} - \frac{E\varepsilon^p}{1-\upsilon} \right) dz = 0 \tag{I. 23}$$

$$\int_0^{z_0} z\sigma^R(z)dz + \int_{z_0}^h \left(\frac{EA}{1-\upsilon} z^2 + \frac{EB}{1-\upsilon} z - \frac{E\varepsilon^p}{1-\upsilon} z \right) dz = 0 \tag{I. 24}$$

Ces intégrales, définies entre 0 et Z_0, sont calculables car on connaît la fonction $\sigma^R(z)$. On sait aussi qu'entre Z_0 et h la déformation plastique ε^p est nulle. On peut donc calculer les deux intégrales et résoudre le système pour calculer A et B. Voici ce que l'on obtient :

$$A = \left(-\frac{EB(h-z_0)}{1-\upsilon} - S_0 \right) \frac{2(1-\upsilon)}{E\left(h^2 - z_0^{\,2}\right)} \tag{I. 25}$$

$$B = \left[\frac{(1-\upsilon)\left(4\left(h^3 - z_0^{\,3}\right)S_0 - 6S_1\left(h^2 - z_0^{\,2}\right)\right)}{E\left(3\left(h^2 - z_0^{\,2}\right)^2 - 4\left(h^3 - z_0^{\,3}\right)(h - z_0)\right)} \right] \tag{I. 26}$$

Avec $S_0 = \int_0^{z_0} \sigma^R(z)dz$ et $S_1 = \int_0^{z_0} z\sigma^R(z)dz$

Nous avons maintenant tout réuni pour calculer l'état de contraintes à introduire dans le code éléments finis et réaliser une analyse de l'effet du champ de contrainte induit par le grenaillage sur une pièce. La démarche prend en compte l'épaisseur de la couche de compression et de la pièce. À partir des conclusions faites à ce stade, et avec toutes les données sortant de ce type d'approche, on peut aussi :

- Tracer la déformation plastique dans la profondeur (0, Z_0) grâce à l'équation I.20 :
- Calculer le rayon de courbure R d'une plaque sachant qu'il est égal à 1/A.

La fonction $\sigma^R(z)$ est connue via l'analyse dimensionnelle à partir des données du matériau et des paramètres du grenaillage. La profondeur de la déformation plastique est considérée égale à z_0.

I.4 MODELISATION DU GRENAILLAGE

De nombreux modèles pour le grenaillage sont présentés dans la littérature, s'intéressant pour beaucoup à la prédiction des contraintes résiduelles et déformations plastiques induites par le traitement. L'influence des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des pièces, en particulier leur impact sur la durée de vie est assez connu et étudié dans le domaine de la recherche industrielle [30], [31], ainsi que le développement et l'optimisation des procédés de mise en compression. Le grenaillage est assez complexe car plusieurs variables entrent en jeu, comme les paramètres procédés et le comportement des matériaux. Diverses simplifications peuvent être effectuées pour avoir un modèle le plus simple possible. Dans cette partie, on va faire un panoramique des modèles existants et commencer à introduire le modèle qui sera présenté dans le chapitre 2.

4.1 Modèles de comportement

Pour décrire un problème mécanique élastoplastique, il est nécessaire de formuler des modèles de comportement qui prennent en compte l'évolution des propriétés mécaniques au cours de la déformation. L'écrouissage est l'ensemble des modifications que subit un métal lorsque les sollicitations appliquées suffisent à provoquer une déformation plastique. Généralement on observe un durcissement du matériau. Sa limite élastique augmente et sa ductilité diminue. Ces modifications ont une influence sur les propriétés mécaniques du matériau. Une modélisation, pour être valable, doit prendre en compte de la manière la plus réaliste possible le comportement du matériau du massif pendant le traitement. Il y a différents modèles d'écrouissage adaptés à différents matériaux. D'une manière très générale ils peuvent être regroupés en deux types principaux: l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique [92], [93]. Dans le cas du grenaillage, la dépendance des contraintes résiduelles avec le taux de déformation a été montrée par Kobayatshi et al [94], et dans plusieurs modèles de comportement le taux de déformation a fait son apparition. Notamment comme dans le modèle de Johnson-Cook [95]. Cependant, Meguid et al[96] et Baragetti [97] montrent que la prise en compte du taux de déformation n'est pas suffisant. G. Voyiadjis propose une loi de comportement cyclique, dynamique et thermique [98]. Finalement, il semblerait que pour le grenaillage, ce type de loi soit préférable

4.2 Modèles de la dynamique des billes

La plupart des modèles de grenaillage sont concentrés principalement sur l'effet induit par le traitement sur le matériau. Dans le cas du grenaillage ultrasonore, ce qui se passe à l'intérieur de la chambre est souvent ignorée, alors que les vitesses d'impact, les angles, le taux de recouvrement etc. sont directement liés à l'intensité du traitement [99], [100]. La connaissance de la dynamique des billes donne accès à ces facteurs, et cela peut devenir une étape importante dans le processus d'optimisation du grenaillage et notamment la prédiction des contraintes résiduelles.

C. Pilé dans sa thèse a commencé à s'intéresser à la dynamique des billes dans le grenaillage ultrasonore en proposant un modèle 1D [101]. Le modèle considère l'interaction d'une bille avec une sonotrode. La dissipation d'énergie est prise en compte avec des coefficients de restitution. La gravité et le frottement de l'air sont négligés, et la durée du contact est calculée

théoriquement. Grâce à son modèle, bien que simple, elle a pu effectuer une première étude sur la compréhension de la dynamique des billes et l'influence des coefficients de restitution. La simplicité du modèle ne permet pas d'effectuer des simulations représentatives du grenaillage ultrasonore car plusieurs paramètres du procédé ne sont pas pris en compte, notamment la distance pièce-sonotrode, la taille et quantité des billes, ou l'évolution des coefficients de restitution au cours du traitement.

M. Micoulaut et al [102] ont proposé un modèle analytique à trois dimensions de la dynamique des billes du grenaillage ultrasonore issue d'un modèle de gaz granulaire. Dans ce modèle les coefficients de restitution normaux à la surface sont en fonction de la vitesse d'impact, et des coefficients tangentiels pour prendre en compte le frottement font leur apparition. Ici tous les chocs possibles sont pris en compte (bille-bille, bille-chambre etc). Ainsi que la prise en compte de la gravité. Ils arrivent à simuler le grenaillage dans une chambre cylindrique ayant la possibilité de choisir la taille et le nombre des billes, la distance pièce-sonotrode, et la dimension de la chambre. Une analyse sur l'évolution du nombre et de la taille des billes, mais aussi sur le volume de la chambre est réalisable. Le grand inconvénient est qu'une seule configuration géométrique est disponible.

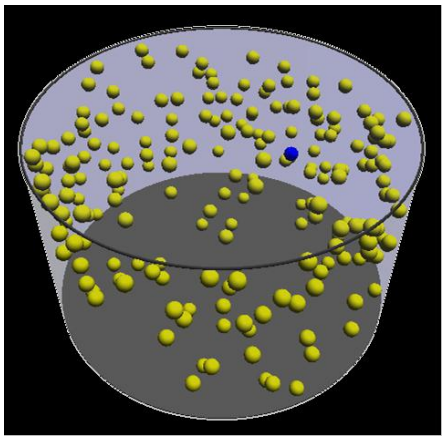


Figure I. 31 Simulation réalisée avec le modèle de Micoulaut [102]

Thummler et al. [103] ont travaillé sur la possibilité de prendre en compte le mouvement des billes dans des enceintes à géométries complexes via le maillage. Tous les chocs sont pris en compte, et ils aussi utiliseront les coefficients de restitution normaux et tangentiels pour la dissipation de l'énergie. Il est donc possible de simuler le traitement pour n'importe quelle géométrie d'enceinte et de pièce et d'analyser la distribution spatiale des vitesses d'impact, les angles et l'énergie dissipée. La limite principale de ce modèle est le temps de calcul fortement dépendent du maillage, et qui peuvent vite devenir gênant quand on traite des géométries complexes.

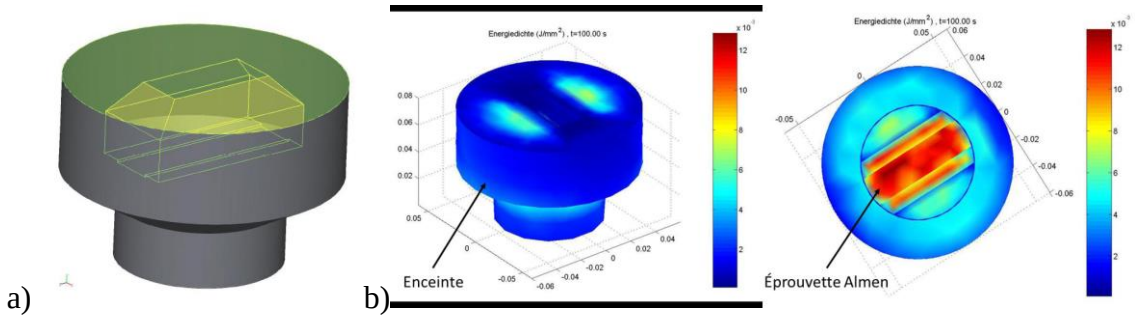


Figure I. 32 a)Exemple de géométrie utilisé dans le modèle de Thummler b) distribution spatial de l'énergie cinétique pour la chambre à gauche, et une plaque Almen à droite [103] ;

Nouguier-Lehon et al. [104] ont proposé un modèle numérique pouvant prendre en compte la rotation de la pièce pendant le traitement. Celui-ci donne accès aux vitesses et angles d'impact. Les inconvénients ce sont les temps de calcul très élevé et le fait que le coefficient de restitution ne dépend pas de la vitesse d'impact.

ShotVisual

Le logiciel ShotVisual est un logiciel développé au LASMIS [105]–[107]. Sa logique événementielle et sa structure sont issue d'un code créé afin de modéliser le comportement de matériaux granulaires soumis à des vibrations [102], [108]. Il a ensuite été développé et adapté au grenaillage ultrasonore sur une pièce cylindrique dans une enceinte cylindrique [106]. Il a été progressivement amélioré et mis à jour pour en arriver aujourd'hui à pouvoir simuler le traitement avec des pièces à géométrie complexe, dans des chambres de n'importe quelle géométrie à condition de disposer de leur maillage [107]. Dans ShotVisual la pièce à traiter peut être mise en rotation autour d'un axe pendant le traitement. Toutes les collisions possibles et toutes les trajectoires des billes sont considérées, ainsi que la gravité. La logique de fonctionnement du code est : Détecter le prochain événement, ou collision dans notre cas, et mettre à jour la position et la vitesse des billes après chaque événement. Les événements sont ici tous les impacts possibles. Il faut ainsi calculer le plus petit temps avant le prochain impact, puis tout incrémenter et recommencer pour le prochain événement. Le cumule de tous ces temps correspond au temps de grenaillage réel. L'algorithme général est donné dans le schéma suivant.

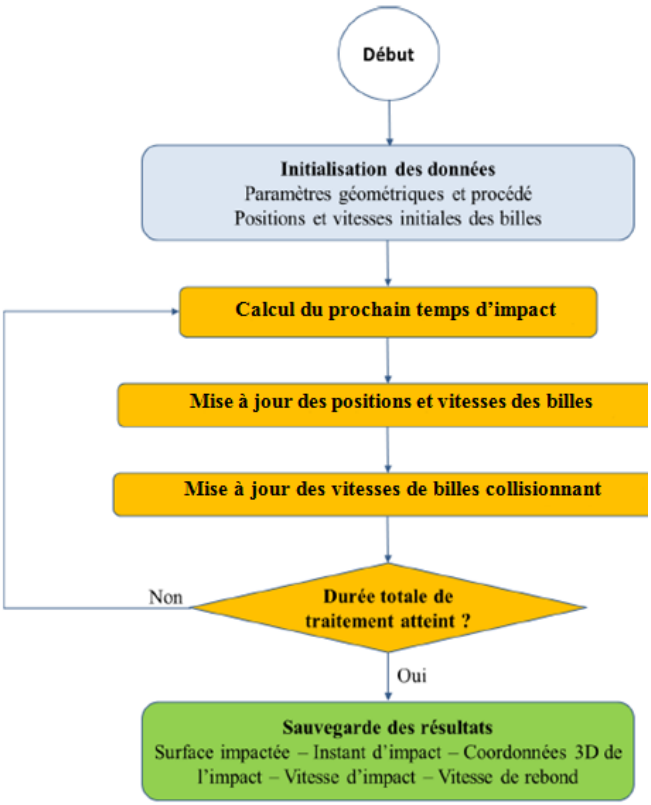


Figure I. 33 Algorithme du code source ShotVisual [107]

Le logiciel possède de très bonnes performances au niveau du temps de calcul, bien inférieur à celui des simulations par éléments finis. De plus, la performance ne dépend pas du maillage (nombre de nœuds et éléments). Ce qui fait que les géométries, bien que complexe, peuvent être modélisées de façon très détaillée. Son implémentation CATIA est d'autant plus utile que l'on peut directement modéliser et changer facilement toutes les géométries de traitement (sonotrode, chambre..) et les géométries des pièces à traiter.

L'objectif du logiciel est d'obtenir une simulation fiable du grenaillage ultrasonore, permettant de caractériser tous les paramètres du traitement (amplitude de vibration, nombre et taille des billes, temps de traitement.) et donnant en sortie plusieurs informations, telles que le nombre d'impacts (Nb_{imp}), les vitesses d'impact (V_{imp}) normales ($V_{n\ imp}$) et tangentielles ($V_{T\ imp}$), les vitesses de rebond, les angles d'impact, etc. Nous nous intéresserons aux vitesses normales moyennes des impacts ($V_{n\ \mathrm{moy}}$)

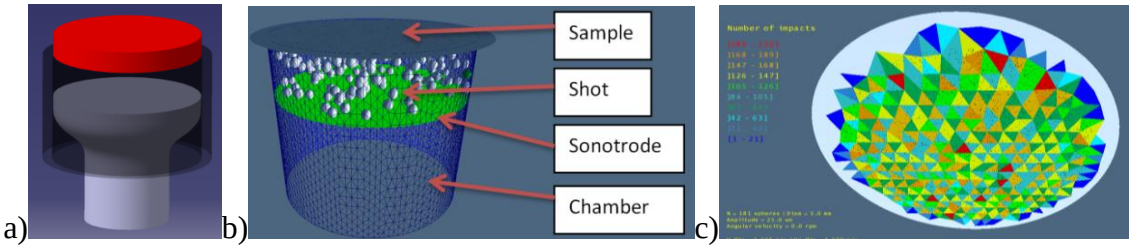


Figure I. 34 Exemple de fonctionnement du code ShotVisual ;

La figure I.34 illustre le fonctionnement du code ShotVisual. En pratique l'utilisateur doit concevoir la CAO (Figure I.35 a) de la pièce à traiter et de tous les éléments du dispositif,

c'est-à-dire chambre et sonotrode. ShotVisual utilisera leurs maillages (Figure I.35 b) pour effectuer la simulation. Les résultats sont affichés visuellement sur la pièce (Figure I.35 c) avec un code couleur, et aussi enregistrés dans un fichier texte. A chaque élément du dispositif est associé un matériau via les coefficients de restitution (*Cr*) [5].
Les coefficients de restitution sont des paramètres matériau qui tiennent compte de la quantité d'énergie dissipée lors d'une collision entre la bille et un objet. Dans notre cas avec la chambre, la sonotrode et la pièce. Plusieurs publications ont montrés que le coefficient *Cr* dépend principalement de la vitesse normale d'impact V_{imp} [5]. Il est exprimé par les relations suivantes :

$$C_r(V_{imp}) = \begin{cases} C_0 & Si\ V_{imp} < V_0\ (viscoélastique) \\ C_0\left(\frac{V_{imp}}{V_0}\right)^n & Si\ V_{imp} > V_0 (inélastique) \end{cases} \quad \text{(I. 27)}$$

Avec C_0 le coefficient de restitution relatif à un impact viscoélastique, donné par la relation entre la vitesse après impact et celle d'impact ; V_0 une vitesse seuil à partir de laquelle on rentre dans la zone inélastique ; Sa valeur est comprise entre zéro (dissipation totale de l'énergie) et 1(restitution totale de l'énergie). C'est avec les paramètres n ,C_0 et V_0 et la relation I.27 qui seront identifiés les coefficients de restitution dans le logiciel. Les deux zones peuvent être décrites de la manière suivant :

- Zone viscoélastique : Ici la surface impactée ne se déformera pas plastiquement. La bille ne laisse pas un cratère sur la surface. Cela se passe pour toutes les vitesses d'impact en dessous d'une certaine vitesse seuil appelée V_o.

- Une zone inélastique ou évolutive : au-dessus du V_0, c'est le passage dans la zone inélastique du matériau. Le coefficient de restitution va chuter considérablement pour finir par se stabiliser. Avec une tendance de la courbe qui se rapproche d'une évolution puissance.

L'évaluation du coefficient de restitution n'est pas évidente. Dans le chapitre 3, une méthode expérimentale de mesure du coefficient de restitution sera mise en place pour différents couple de matériaux. Ensuite une étude visant à investiguer sur la sensibilité des résultats de simulation liée à la bonne mesure de n ,C_0 et V_0 sera proposé.

4.3 Modèles numériques pour la prédiction des contraintes

Les modèles numériques qui se focalisent sur la prédiction de l'état mécanique d'une pièce après grenaillage ont pris de plus en plus de place durant ces dernières années, et le développement incessant des outils informatiques aide à réduire le temps de calcul, qui peut parfois être un véritable frein. Dans le cas du grenaillage, la complexité de la physique porte à faire des hypothèses aptes à simplifier le modèle et réduire le temps de calcul. Les premiers modèles, apparus déjà dans les années '70, étaient à deux dimensions, avec une bille unique considérée rigide qui impactait un massif semi-infini [109]. Puis les résultats étaient validées avec le modèle analytique de Hertz [110].

Les modèles se sont de plus en plus améliorés, en arrivant à prendre en compte l'influence de l'écrouissage du matériau [93], [111] et du comportement de la bille [10]. Ensuite à partir des années '90 les modèles en 3D ont commencé à faire leur apparition. Ceux-ci pouvaient modéliser le procédé de manière beaucoup plus réaliste, mais, et c'est toujours le ca aujourd'hui, ils restaient très avides en terme de ressource informatique et temps de calcul. Pour pallier ce problème, beaucoup de modèles font appel à des conditions aux limites de symétrie pour diminuer le temps de calcul. Zimmermann et al. [112] ont démontré que dans le cas d'une pièce mince, ces conditions peuvent influencer légèrement les résultats.
Les conditions aux limites doivent assurer le fait que les effets de bord soient supprimés afin de ne pas influencer les contraintes résiduelles. Plusieurs auteurs se sont concentrés sur la façon de gérer cette problématique. Meguid et al [113] proposent d'ajuster les dimensions du massif afin que l'influence des conditions aux limites soit la plus faible possible.

Une autre problématique est liée au réfléchissement des ondes des contraintes élastiques, celles-ci pouvant altérer les contraintes résiduelles. Pour atteindre l'équilibre statique plusieurs méthodes ont été proposées. Guagliano a soumis l'idée de moyenner les oscillations pour estimer les contraintes résiduelles en équilibre statique [3], d'autres ont utilisé des modèles d'amortissement [113]–[115].
Il existe aussi des méthodes qui consistent à introduire des surfaces aux limites non réfléchissantes, ou des éléments infinis. Ou, encore, le couplage d'une deuxième analyse quasi statique pour atteindre l'équilibre statique. Rouhaud et al. ont utilisé une méthode entièrement quasi-statique avec une approche énergétique pour éliminer les problèmes d'oscillations [93].

4.4 Modèles analytiques et méthode simplifiée de Zarka

Les modèles analytiques permettent une évaluation rapide des contraintes résiduelles après grenaillage. En général ils sont capables de relier les paramètres du traitement (vitesse et taille des billes, propriétés des matériaux etc.) aux contraintes. La mise en place d'un modèle analytique se base sur des connaissances scientifiques importantes permettant de s'appuyer sur des hypothèses simplificatrices. Ce qui nous permet de parvenir à la conception d'un modèle relativement simple donnant des résultats satisfaisants. Ces modèles s'appuient souvent sur la théorie du contact élastique proposé par Hertz et le calcul des champs mécaniques de deux solides en contact. Nous n'aborderons que le modèle de Zarka [116] qui sera utilisé dans le chapitre 2 en comparaison avec le modèle proposé dans cette thèse.

Contact élastique de Hertz

La première théorie à être développée est celle étudié initialement par Hertz [110] Bellajef [117] et Davies [118] et repris plus tard par Johnson [95]. On considère une bille rigide de rayon R, en contact avec un massif semi-infini, avec ses constants élastiques E et υ et soumise à une force N (voir Figure I.2).

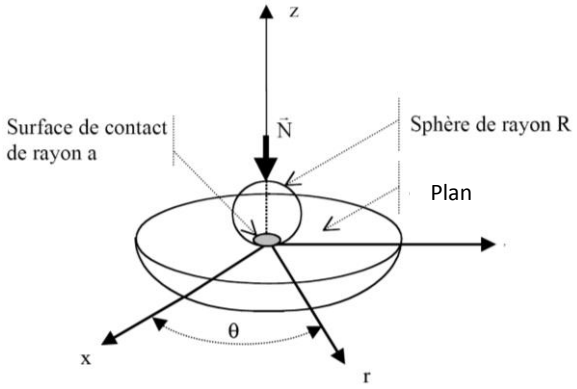


Figure I. 35 Contact de Hertz sphère/plan ;

Hertz a alors démontré que le contact est circulaire et que le champ de pression dans la zone de contact représenté dans un repère cylindrique est :

$$p(r) = p_0\left(1 - \left(\frac{r}{a}\right)^2\right)^{1/2} \quad \text{(I. 28)}$$

Avec p_0 la pression maximale et a l'aire de contact entre la bille et le massif. Avec une analyse élasto-statique [119], il est possible d'avoir une relation entre la force de contact N et l'enfoncement :

$$\delta = \left(\frac{9N^2(1-\upsilon)^2}{16RE^2}\right)^{1/3} \quad \text{(I. 29)}$$

Davies considère le contact comme quasi-statique prenant en compte la vitesse de la bille. Dans l'équation de Hertz, la force N est remplacée par une force équivalente qui prend en compte la vitesse d'impact V. Cela est possible en égalisant l'énergie de déformation maximale à l'énergie cinétique de la bille, pour retrouver la relation suivante :

$$N = \frac{R^2}{3}\left(\frac{2000\pi^3\rho^3E^2}{(1-\upsilon^2)^2}V^6\right)^{1/5} \quad \text{(I. 30)}$$

On peut écrire les variables de ce type de problème en fonction de la force N ou de la vitesse V :

$$a = R\left(\frac{5\pi\rho(1-\upsilon^2)}{4E}V^2\right)^{1/5} = \left(\frac{3R(1-\upsilon^2)}{4E}N\right)^{1/3} \quad \text{(I. 31)}$$

$$\delta = \left(\frac{9N^2(1-\upsilon)^2}{16RE^2}\right)^{1/3} = \frac{a^2}{R} \quad \text{(I. 32)}$$

$$P_0 = \frac{2E}{R\pi(1-\upsilon^2)}a \quad \text{(I. 33)}$$

Le tenseur de contrainte peut être écrit en fonction de la force N ou de la vitesse d'impact V :

$$\sigma(Z) = \begin{bmatrix} \sigma_{rr}(z) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{\theta\theta}(z) & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz}(z) \end{bmatrix} \quad \text{(I. 34)}$$

Avec

$$\sigma_{rr}(z) = \sigma_{\theta\theta}(z) = P_0 \left[(1+v)\left(\frac{z}{a} tan^{-1}\left(\frac{a}{z}\right) - 1\right) + \frac{1}{2}\left(\frac{a^2}{a^2+z^2}\right)\right] \quad \text{(I. 35)}$$

$$\sigma_{zz}(z) = -p_0 \left(\frac{a^2}{a^2+z^2}\right) \quad \text{(I. 36)}$$

Modèle Zarka

Un grand nombre de modèles analytique se basent sur la méthode Zarka[116]. L'objectif principal de cette méthode est celui de modéliser l'état élastoplastique d'une pièce une fois que les champs mécaniques se sont stabilisés pendant une charge cyclique. Dans ce modèle le traitement est considéré comme un problème à charge cyclique et la pièce un massif semi infinis [120]–[122]. Les impacts sont analysés avec la théorie du contact élastique et les contraintes et déformations de fin cycle sont tirées après détermination du champ de pression de Hertz. Zarka simplifie les équations avec une série d'hypothèses :

- Le champ de contrainte est homogène sur la surface grenaillée ;
- Le nombre de cycles est suffisant pour que le champ de contrainte soit stabilisé ;
- Les billes sont rigides et avec R constant ;
- La direction de l'impact est normale à la surface ;
- Le matériau est considéré élasto-plastique à écrouissage cinématique ;

L'écrouissage est déterminé à partir de la définition de quatre paramètres issue d'une courbe d'écrouissage de référence (Figure I.36).

- La limite élastique S_0
- La pente initiale de la courbe d'écrouissage P_0
- La pente à l'infini de la courbe d'écrouissage P_∞
- L'intersection S_∞ entre les deux pentes P_0 et P_∞

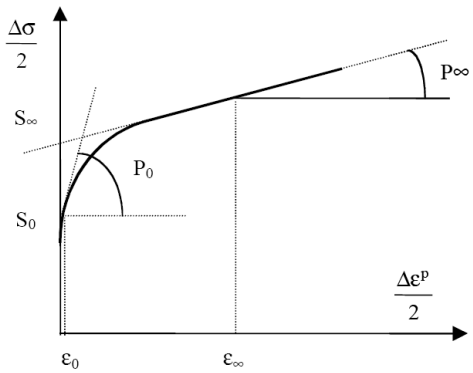


Figure I. 36 Modélisation de la courbe de traction uniaxial ;

La démarche utilise des variables intermédiaires dites paramètres transformés qui permettront l'écriture d'un critère de plasticité à partir des contraintes élastiques et des variables locales. Quand l'état stabilisé est atteint la charge Σ peut être décomposée en deux termes :

$$\Sigma = \Sigma^{el} + \sigma \tag{I. 37}$$

Avec σ le tenseur de contrainte résiduelles du au grenaillage. Pour la partie inélastique du tenseur on peut écrire :

$$\Sigma^{ine} = M\sigma + \varepsilon^{p} \tag{I. 38}$$

Avec M le tenseur de compliance élastique, et ε^{p} le tenseur des déformations plastique. Le tenseur des contraintes élastique équivalent pour définir le critère de plasticité est :

$$\Sigma_{eq}^{el} = \sqrt{\frac{2}{3}}(\Sigma^{el} - \Sigma_{zz}^{el}) \tag{I. 39}$$

Avec le paramètre transformé Y qui dépend du mécanisme de déformation global irréversible α (plasticité instantanée, viscoélasticité linéaire et viscoplasticité) égal à

$$Y = \alpha - \mathrm{dev}(\sigma) \tag{I. 40}$$

Et α égal à :

$$\alpha = \frac{3}{2} h \cdot E^{p} \tag{I. 41}$$

Où h représente le paramètre d'écrouissage. Et le critère de plasticité peut être défini comme :

$$\frac{1}{2}(dev(\Sigma^{el}) - Y)^{T}(dev(\Sigma^{el}) - Y) - \sigma_{y}^{2} < 0 \tag{I. 42}$$

Dans l'espace des paramètres transformée, la description du comportement élastique en une translation d'une sphère de rayon égal à $\sqrt{\frac{2}{3}}\sigma_y$, le centre de laquelle suit la direction donnée par le $dev(\Sigma^{el})$. Le paramètre Y est alors calculé à partir de l'état mécanique de la structure. A ce point il y a trois cas possibles :

1) $\Sigma_{eq}^{el} < \sqrt{\frac{2}{3}}\sigma_y$; la charge reste dans le domaine élastique et Y ne change pas.

2) $\Sigma_{eq}^{el} > \sqrt{\frac{2}{3}}\sigma_y$; la pièce subis des déformations plastiques, mais la position initiale et finale du critère de plasticité est dans un domaine non valide. Dans ce cas, Y est la projection normale de sa position initiale sur la frontière du domaine commun :

$$Y = \frac{\Sigma_{eq}^{el} - \sqrt{\frac{2}{3}}\sigma_y}{\sqrt{6}} \tag{I. 43}$$

3) $\Sigma_{eq}^{el} > 2\sqrt{\frac{2}{3}}\sigma_y$; Il n'y a pas de frontière commun entre le point initiale et le point finale du critère de plasticité. Dans ce cas, Y est la projection normale de sa position initiale sur la frontière du domaine déchargé :

$$Y = \frac{\Sigma_{eq}^{el}}{\sqrt{6}} \tag{I. 44}$$

Et pour le cas d'un massif semi infinis on a :

$$\varepsilon^{p}(z) = Y(z)\left(\frac{3(1-\upsilon)}{2h(1-\upsilon)+E}\right) \tag{I. 45}$$

Pour le grenaillage ultrasonore la taille des billes est plus grande, la vitesse d'impact plus petites et aussi moins d'impacts sur la même zone. Cela fait si que ce type de démarche est plus adapté pour le grenaillage conventionnel.

Les modèles existants se basent tous sur des lois physiques et sur des approximations pour simplifier le système. Le modèle proposé dans le chapitre 2 s'appuiera sur une technique mathématique telle que l'analyse dimensionnelle, partant des résultats obtenus expérimentalement et vise à être applicable aussi bien au grenaillage conventionnel que à celui ultrasonore.

I.5 L'ANALYSE DIMENSIONNELLE

L'analyse dimensionnelle étudie les grandeurs physiques en se basant sur les lois de conservation des dimensions qui peuvent être appliquées pour organiser les variables ou les paramètres d'un problème physique dans des groupes sans dimension ou avec dimension imposée. La relation entre ces groupes est utilisée pour écrire les équations nécessaires à la description du problème. Cette technique se base sur l'application de deux méthodes classiques et complémentaires, le théorème Pi, ou de Vaschy-Buckingham, et la méthode de Rayleigh [123], [124].

5.1 La méthode de Rayleigh

Cette méthode est applicable aux cas les plus simples. Elle raisonne directement entre la grandeur recherchée et les variables qui décrivent le problème. Son principe est le suivant. On veut par exemple trouver la grandeur physique *G* en fonction d'autres grandeurs qui l'influencent. On sait, par l'expérience ou par des tests, que la grandeur *G* est en fonction des grandeurs *a,b,c* etc (a_i dans la forme généralisée). On écrit la relation suivante :

$$G = ka^{\alpha}b^{\beta}c^{\gamma} \ldots. \qquad \text{(I. 46)}$$

Avec *k* une constante expérimentale et α, β et γ exposants réels (α^i dans la généralisée).

$$G = k\prod_{i=1}^{n} a_i^{\alpha_i} \qquad \text{(I. 47)}$$

Après avoir identifié toutes les variables ($a_i^{\alpha_i}$) impliquées dans le problème (*G*) et écrit la relation G=f($a_i^{\alpha_i}$), il est nécessaire de remplacer chaque grandeur par sa dimension. Dans notre cas toutes les grandeurs seront exprimées par les dimensions suivantes : Longueur (L), masse (M) et temps (T). Ensuite il faut obtenir que la dimension du produit des variables (*a, b, c*, etc, ou a_i dans la forme généralisée) soit égale à celle de *G*, et donc rechercher les valeurs des puissances (α, β et γ, ou α^i dans la forme généralisée) capables de rendre la relation cohérente au niveau dimensionnel. Par exemple, si *G* est une contrainte exprimée en MPa ($ML^{-1}T^{-2}$) qui dépend des variables *a, b* et *c,* qui peuvent être par exemple vitesse d'impact (LT^{-1}), rayon (L) et densité de la bille (ML^{-3}), il faut obtenir, via les exposants α, β et γ, que la grandeur du produit entre les variables *a, b* et *c* soit une contrainte. Il s'agit donc de résoudre un système d'équations défini suivant les dimensions des grandeurs. Une fois les exposants connus, il est possible d'écrire l'équation qui liera la grandeur cherchée *G* aux paramètres du problème. À ce point, il reste à déterminer la constante *k* qui représente la fonction liant la grandeur *G* aux paramètres a, b, et c. Pour cela nous avons besoin d'une base de données avec plusieurs mesures de *G* attachées à différentes valeurs de *a, b* et *c*. On représente dans un graphique *G* en fonction de la relation $a^{\alpha}b^{\beta}c^{\gamma}$ trouvée précédemment, puis on trace une courbe de tendance qui indiquera la fonction mettant en relation *G* avec $a^{\alpha}b^{\beta}c^{\gamma}$, soit « *k* » dans ce cas spécifique. La méthode peut être schématisée avec l'algorithme de la figure suivante

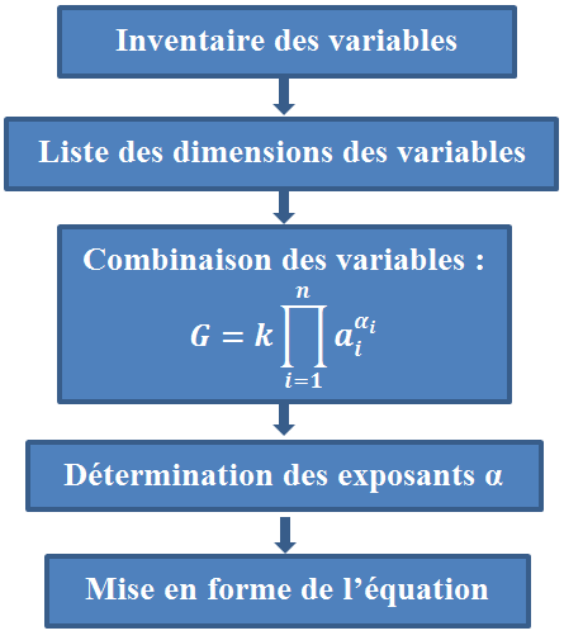


Figure I. 37 étapes de la méthode de Rayleigh

D'évidence, lorsque le nombre de variables est important, cette méthode devient laborieuse est difficilement applicable. Dans les cas plus complexes il convient d'utiliser une méthode de réduction des variables comme celle qui a été définie par Vaschy-Buckingham.[125]

5.2 La méthode de Vaschy - Buckingham

La méthode de Vaschy-Buckingham est une généralisation de celle de Rayleigh. Elle consiste à regrouper les n variables indépendantes qui influencent le problème, en nombres sans dimension (C_i), appelés aussi grandeurs réduites. Ensuite ces grandeurs C_i peuvent être liées par une fonction *F*. Le nombre des grandeurs *C* à créer dépend du nombre de variables et du nombre des grandeurs fondamentales p, selon la relation :

$$F\,(C_i)\,; \quad i \in (1, n-p) \tag{I. 48}$$

Le nombre p, qui correspond au nombre de grandeurs primaires, est égal au nombre de dimensions en jeu dans le problème analysé : longueur, masse, temps, etc. Par exemple notre problème dépend de 5 variables (n=5) et les dimensions en jeu sont trois (p=3), les groupes sans dimension à créer, selon l'équation I.49, sont 2, C_1 et C_2, lesquels peuvent être reliés par une fonction F déterminée à partir de mesures expérimentales. La méthode comprend plusieurs étapes pour arriver à présenter le nombre sans dimension en question :

1- Lister les *n* variables qui influencent le phénomène étudié : caractéristiques physiques chimiques ou géométriques, conditions opérateurs…

2- Prendre en compte les dimensions de ces variables.

3- Définir le nombre de grandeurs primaires (p) qui influencent le phénomène et calculer le nombre de groupements sans dimension (n-p).

4- Combiner en relation adimensionnelle chaque variable indépendante avec un produit des p grandeurs primaires sous la forme suivante :

$$C_i = \frac{x_i}{\prod_{j=1}^{p} a_j^{\alpha_j}} \; ; \; i \in (1, n-p) \qquad \text{(I. 49)}$$

Avec :
C= nombre adimensionnel
x= variable indépendante
a= grandeur primaire
α= exposant qui rend C adimensionnel

5- Résoudre l'équation pour déterminer les différents α qui rendent C_i adimensionnel et présenter explicitement chaque nombre sans dimension. En utilisant une base de données, comme pour la méthode de Rayleigh, la fonction qui lie les nombres adimensionnels peut ensuite être trouvée. Une des difficultés de cette méthode est le choix des grandeurs primaires. Dans notre cas, et en mécanique en général, le nombre des grandeurs primaires est souvent 3 (L, M, T). Donc il faut choisir parmi les n variables indépendants, 3 variables considérées comme grandeurs primaires et ensuite résoudre l'équation I.49 par rapport à celles-ci. D'une manière générale on peut dire que le choix se porte entre caractéristiques géométriques, propriétés physiques ou chimiques et conditions opératoires.

5.3 Analyse dimensionnelle appliquée au grenaillage

Une procédure similaire à celle qui sera proposée dans la suite dans le chapitre 2 a été développée par Guagliano et al [126], [127].

Ceux-ci se sont intéressés à une approche numérique, basée sur des facteurs adimensionnels pour relier les paramètres du procédé directement au profil de contraintes. Ce facteur non dimensionnel dérive d'un modèle présenté par Al-Hassani [128], qui met en évidence la possibilité de combiner certains paramètres du grenaillage dans un nombre adimensionnel (N) appelé "damage number" :

$$N = \frac{\rho\, v^2}{p} \qquad \text{(I. 50)}$$

Avec ρ= densité de la bille ; *v*= vitesse d'impact et *p*= la pression pendant l'impact.

Guagliano identifie les points caractéristiques d'un profil de contraintes résiduelles dû au grenaillage, comme nous avons déjà présenté dans le chapitre bibliographique, qui seront déterminés à partir de six facteurs : la contrainte maximale de compression (σ_{max}) et sa profondeur (z_{max}), la contrainte maximale de traction (σ_p) et sa profondeur (*zp*), la contrainte en surface (σ_{surf}), et la profondeur à laquelle la contrainte passe de la compression à la traction (z_0). Puis, une fois les avoir adimensionnalisés, ils les mettent en relation avec le nombre adimensionnel N, modifié en $\bar{N}$ après tests, pour une meilleure corrélation :

$$\bar{N} = v\sqrt{\frac{\rho}{R_m}} \qquad \text{(I. 51)}$$

Avec R_m la limite maximale à la traction.

Pour trouver la relation entre les facteurs caractéristique du profil de contraintes et $\overline{N}$, ils ont besoin d'une base de données comprenant plusieurs profils de contraintes dont les paramètres présents en $\overline{N}$ sont connus. Cette base de données a été créée à l'aide de plusieurs simulations numériques, sur trois matériaux à différentes vitesses d'impact, rayons et matériaux de la sphère. À la fin de leur travail ils ont obtenu une équation pour chaque facteur caractéristique du profil de contraintes qui dépend de $\overline{N}$, offrant ainsi la possibilité de calculer analytiquement un profil de contraintes à partir des propriétés des matériaux et des conditions de grenaillage (bille, vitesse etc.).

Choumad [111] dans une partie de la thèse qu'il a réalisé dans notre laboratoire, s' intéresse à la même problématique. À la différence de Guagliano, il ne prend pas en compte la profondeur à laquelle la contrainte change de signe. Choumad imposera qu'un polynôme d'ordre quatre *(P(z))* passe par les points identifiés, et sera donc avec le polynôme qui sera déterminée la profondeur (z_0) à laquelle la contrainte change de signe. Lui-aussi crée une base de données avec plusieurs simulations numériques d'un impact unique, réalisées sur un acier 35NCD16 et un alliage d'aluminium AL7075T13 à différentes vitesses et rayons de billes. Les paramètres pris en compte dans son modèle ne sont pas issus de la littérature comme pour Guagliano, mais il les a choisis à partir de l'observation de l'évolution des profils de contraintes numériques. Puis pour combiner les paramètres de chaque facteur caractéristique du profil en nombre sans dimension, il utilise le théorème de Vashy-Buckingham [125]. Il se retrouve ainsi avec une équation pour chaque facteur caractéristique du profil, qui permet d'identifier les points par lesquels passe le polynôme d'ordre quatre et qui donne la contrainte en fonction de la profondeur. Son modèle a été conçu pour la prédiction de contraintes résiduelles après grenaillage d'un massif semi-infini. Il suppose que l'énergie d'impact est suffisante pour provoquer une déformation élastoplastique dans le massif, que la sphère est parfaitement sphérique et que la direction d'impact est normale au plan de la pièce impactée. Dans le modèle proposé par Choumad les paramètres à regrouper en nombres adimensionnels avec chacun des cinq facteurs qui caractérisent le profil de contrainte sont les caractéristiques mécaniques et physiques de la pièce : la densité, la limite élastique et le module de Young, le rayon et la vitesse de la bille. Pour les profondeurs il prend en compte l'enfoncement élastoplastique grâce à la théorie de contact d'Hertz [110]. Les deux auteurs ont utilisé une base de données avec des profils de contraintes résiduelles issues de simulations numériques, et avec une gamme de valeurs de vitesse et de rayons de billes plus proche du grenaillage classique que de l'ultrasonore. Le fait d'utiliser les points connus via les modèles pour approximer le profil de contraintes à une fonction relativement simple est très important pour introduire des contraintes dans un code éléments finis. Mais approximer le profil avec un polynôme de quatrième ordre peut aussi être une limite. En effet le polynôme, forcé de passer par les points $(0\ ;\ \sigma_{sur})$, $(Z_{max}\ ;\ \sigma_{max})$, $(Z_p\ ;\ \sigma_p)$, peut prendre une forme qui ne correspond pas au profil de contraintes résiduelles attendu pour se soumettre à cette imposition, même s'il respecte les conditions imposés. Dans le choix des variables effectué par Choumad, aucune variable ne tient compte du comportement des matériaux dans la zone plastique. Dans le chapitre 2 on propose un modèle unique pour le grenaillage classique et ultrasonore. Sa construction sera liée à une base de données expérimentale et non pas numérique. Une variable qui puisse tenir compte de l'écrouissage du matériau sera aussi introduite. Toutes les

variables qui influencent l'évolution du profil de contraintes résiduelles seront étudiées à l'aide de simulations numériques. Puis la construction du modèle sera réalisée par analyse dimensionnelle, en utilisant les deux méthodes fondamentales sur lesquelles elle se base : la méthode Rayleigh et celle de Vaschy Buckingham.

I.6 CONCLUSIONS

Ce chapitre introductif de la thèse a pour objectif de poser les bases pour les chapitres suivants, en gardant à l'esprit les finalités de ce travail qui sont l'optimisation et la modélisation du procédé de grenaillage (classique et ultrasonore), la comparaison avec un autre procédé innovant comme le choc laser et le couplage avec la nitruration gazeuse.

Le principe de base du grenaillage classique et ultrasonore est le même, celui d'impacter une pièce métallique afin de générer des contraintes résiduelles avec toutes les conséquences bénéfiques dont nous avons fait part. Le fait d'utiliser des billes parfaitement sphériques dans le GUS permet d'avoir une surface moins rugueuse. Les contraintes résiduelles de compression permettent d'augmenter la durée de vie de la pièce. Elles dépendent surtout de la dimension et de la vitesse des projectiles. Le grenaillage ultrasonore présente une couche en compression plus épaisse que la couche induite par le grenaillage classique. Les impacts des billes dans les GUS peuvent générer une couche nanostructuré en extrême surface. Dans ce dernier cas, on parle plutôt de traitement SMAT (Surface Mechanical Attrition Tratment). Il s'agit d'un traitement qui vise à former une couche nano cristallines en extrême surface. En général des temps plus élevées sont nécessaires par rapport aux traitements de grenaillage standards. Le choc laser implique le réglage de plusieurs paramètres, les plus influents sont certainement la densité de puissance (GW/cm^2), la durée de l'impulsion (ns), et le nombre de passes. Pour certains paramètres est nécessaire faire des tests préliminaire afin de les optimiser. La taille de spot et un taux adéquat de recouvrement permet d'éviter des hétérogénéités dans les contraintes résiduelles en surface. Le nombre de passes augmente la profondeur de la couche plastifiée. Au niveau des propriétés mécaniques le choc laser écroui peu les matériaux, et a une faible influence sur la rugosité. La résistance à la fatigue et à la corrosion est aussi améliorée [129]. Ces trois traitements sont amplement étudiés, et de nombreux articles sont présents dans la littérature. Les recherches se focalisant sur leur comparaison sont un peu moins présentes. Gujba et al. publient en 2014 un article de revue où il y a une large comparaison entre le choc laser, le grenaillage classique et ultrasonore [83]. L'étude se base sur une recherche bibliographique, en prenant en compte différents articles et matériaux et donnent une idée sur les améliorations que les traitements en question peuvent apporter à une pièce. Lainé et al. ont effectué une comparaison plus détaillée et ce sont concentrés sur un seul matériau, le Ti6Al4V, et sur la quasi absence de macles sur la pièce choqué par rapport à celles grenaillées [130]. Nous allons donc faire une comparaison expérimentale entre le grenaillage conventionnel, le grenaillage ultrasonore et le choc laser sur deux matériaux : l'acier inoxydable 316L et l'alliage de titane Ti6Al4V. Les travaux de recherche concernant le couplage grenaillage-nitruration sont aussi assez nombreux, plus pour les aciers inoxydables [48], [58] que pour les aciers martensitiques [131]. Moins souvent on trouve des recherches sur le couplage grenaillage –nitruration mettant en évidence la contribution de chacun procédé singulièrement. Dans le cas de l'étude, présenté dans le chapitre 4, le grenaillage sera couplé à la nitruration gazeuse pour un acier martensitique. L'effet d'un tel couplage sera abordé afin d'essayer d'analyser séparément le rôle du grenaillage, de la nitruration et les conséquences de conditions thermiques.

La deuxième partie du chapitre vise à faire un panoramique de ce qui est une contrainte résiduelle et de l'importance qu'elle a sur les propriétés mécaniques. Ce constat souligne le besoin d'avoir des modèles fiables capable de prévoir l'état de contrainte d'une pièce après traitement. Nous avons vu dans la bibliographie l'histoire de ce type de modèle afin de proposer le nôtre dans le chapitre 2, et mettre en place un chaînage complet qui nous permet d'arriver à l'état de contrainte dans une pièce à géométrie complexe à partir des paramètres du procédé. Pour cela il est nécessaire d'introduire des contraintes résiduelles dans un code éléments finis. Plusieurs méthodes d'introduction sont possibles [91], nous avons opté pour la méthode proposée par Rouhaud et al. [90], avec comme principale différence le fait que dans notre cas, l'épaisseur de la couche mise en compression et celle de la pièce sont prise en compte de façon de la rendre applicable à des pièces de toutes épaisseurs.

Dans la troisième partie, après avoir posée les hypothèses de base sur lesquelles on fera référence dans ce manuscrit, différents modèles ont été présentés, avec un regard sur les problématiques liées aux modèles numériques, et les différents facteurs qui peuvent les perturber. Les résultats obtenus avec des modèles analytiques sont surement moins adaptables à des pièces à géométrie complexe, mais le calcul immédiat du modèle analytique nous a porté vers ce type de choix. La possibilité de partir des paramètres du procède et arriver à prédire le champ de déformation sur la pièce, sans passer par des lourdes calculs éléments finis, et en plus pour des pièces industrielles est l'enjeu principale du chapitre 2.

Dans la dernière partie une technique mathématique assez utilisée en physique ou en mécanique des fluides sera présentée: l'analyse dimensionnelle. Et c'est grâce à elle que le modèle de prédiction des contraintes résiduelles sera conçu. D'autres auteurs se sont servis de la même méthode pour prédire les contraintes résiduelles à partir des paramètres du procédé. Baragetti et al. [126] utilisent une base de données numérique pour retrouver les fonctions reliant les variables prises en compte. Ils modélisent le profil à partir de 6 facteurs clefs : σ_{surf}, σ_{max}, σ_p, z_0 z_{max} et z_p. Dans leur base de données trois matériaux grenaillés de façon conventionnelle sont présents. Choumad [111] à la différence de Guagliano ne prend en compte que 5 facteurs : σ_{surf}, σ_{max}, σ_p, z_{max} et z_p. pour modéliser le profil des contraintes et utilise un polynôme d'ordre 4. Lui aussi utilise une base de données numérique, avec deux matériaux grenaillés de façon conventionnelle. Dans le modèle que nous allons proposer, la base de données sera entièrement expérimentale, avec la présence d'une dizaine de matériaux ayant été traités soit par grenaillage conventionnel, soit par grenaillage ultrasonore. Cela nous permettra d'avoir un modèle capable de prédire les contraintes résiduelles pour les deux types de grenaillage. Les facteurs clefs ne seront que 4 : σ_{surf}, σ_{max}, z_0, z_{max} et z_p. Le profil modélisé passera par 3 points (0 ;σ_{surf}), (z_{max} ; σ_{max}) *et* (z_0 ;0). Ce qui nous permettra d'utiliser, soit deux droites, soit une fonction d'ordre deux plus une droite pour avoir la relation qui nous donnera le profil des contraintes en fonction de la profondeur z. Les détails de la démarche seront discutés dans le chapitre suivant.

CHAPITRE II : Modèle analytique : Analyse dimensionnelle et introduction de contraintes dans un code éléments finis

II.1 Introduction

Le grenaillage a fait l'objet de nombreuses études dans les dernières décennies. Une attention particulière a été portée à la formulation de modèles qui visent à prévoir l'état final de la pièce traitée par grenaillage et à son comportement en fonction, ainsi qu'à la prédiction des contraintes résiduelles avec des modèles numériques ou analytiques. Assez connu le modèle de Zarka [116], décrit dans le chapitre 1, sera aussi utilisé dans ce chapitre pour des analyses comparatives. L'objectif du chapitre est d'étudier la relation entre les paramètres du procédé de grenaillage, les propriétés mécaniques des matériaux impliqués et l'état final de la pièce (contraintes résiduelles, déformations). Un modèle analytique capable de prévoir les contraintes résiduelles sur une pièce traitée par grenaillage sera présenté. Ce modèle sera construit à l'aide d'une technique mathématique utilisée surtout en mécanique des fluides : l'analyse dimensionnelle [132]–[135]. D'une manière plus générale nous cherchons à réaliser une simulation complète du procédé dans un chaînage qui peut être schématisé avec la Figure II. 2. La partie centrale est le modèle analytique, en amont il y a la prise en compte des paramètres procédé comme la vitesse et la taille des billes ainsi que les propriétés matériaux, puis en sortie le profil de contraintes résiduelles. Le chainage se complète avec l'analyse de l'effet de ces contraintes sur une pièce mécanique grâce à un calcul de rééquilibrage statique avec l'utilisation d'un code élément fini.

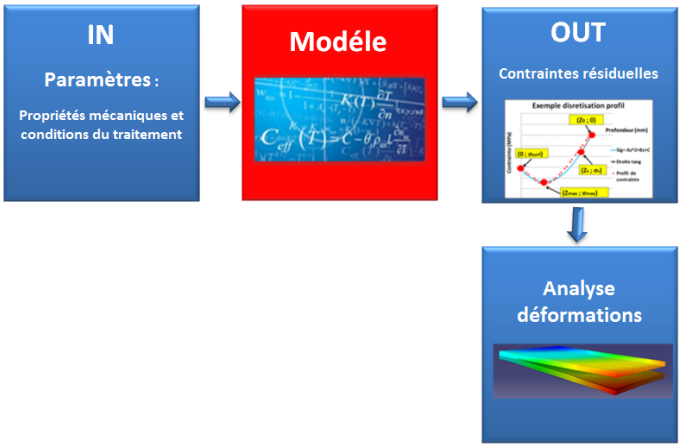


Figure II. 2 Schéma du chaînage complet de la simulation du procédé ;

Le modèle de prédiction des contraintes résiduelles doit être adaptable à tout type de matériaux, aussi bien pour le grenaillage classique que pour ultrasonore. Pour cela, nous verrons que la démarche mise en place prévoit que le modèle ajuste ses paramètres selon le matériau, ayant un lien direct avec une base de données.

Le chapitre est présenté en trois sections :

- La première est dédiée à la définition des paramètres liés au procédé et qui ont une influence significative sur les contraintes résiduelles. Une étude des profils expérimentaux visant à comprendre l'évolution des contraintes avec les conditions du traitement précèdera une étude numérique qui justifiera le choix des variables du

modèle. Les profils expérimentaux ont été mesurés en interne par nos soins ou retrouvés dans la bibliographie et feront partie d'une base de données sur laquelle le modèle s'appuiera. L'étude numérique comprend multiples simulations, dans l'objectif de déterminer les variables qui influent le plus le profil de contraintes.

- Après avoir listé tous les paramètres agissant sur l'allure du profil de contraintes résiduelles, dans la deuxième section la démarche de l'analyse dimensionnelle sera mise en place pour la conception du modèle.

- La troisième section consistera à introduire les contraintes résiduelles calculées dans un modèle de pièce mécanique. Ceci est effectué pour des géométries simples (plaques, parallélépipèdes etc.), puis complexes, grâce à un calcul de rééquilibrage élastique avec un code éléments finis pour pouvoir remonter à l'état final de la pièce. La prospective est de prendre en compte cet état pour des simulations de mise en service. Dans ce dernier cas, le profil à introduire à l'état initial dans le code éléments finis pour ensuite retrouver le profil mesuré (ou calculé avec le modèle) sera évalué à la suite d'une série d'hypothèses et de lois d'équilibre approfondies dans le Chapitre I. Dans le développement des équations, l'épaisseur de la pièce est prise en compte en sorte que la procédure puisse être appliquée à des pièces quelle que soit leur épaisseur.

L'originalité de ce type de travail réside dans l'utilisation de plusieurs modèles, numériques ou analytiques, pour avoir finalement la possibilité de simuler le procédé de grenaillage avec un chainage complet, depuis les propriétés mécaniques et les conditions de grenaillage jusqu'à la déformation de la pièce traitée d'une façon quasi immédiate.

II.2 Détermination des paramètres du procédé qui influencent significativement les profils de contraintes résiduelles

L'objectif de l'étude proposée dans cette partie est de justifier le choix des variables qui seront prises en compte dans le modèle. La première étape consiste en une recherche bibliographique et une analyse de plusieurs profils expérimentaux de contraintes résiduelles après grenaillage conventionnel et ultrasonore. Le choix des variables du modèle sera complété avec une étude numérique. Après avoir listé les variables pouvant influencer les contraintes résiduelles sur une pièce ayant subi un traitement de grenaillage, nous avons effectué différentes simulations numériques. À l'aide d'un modèle numérique mono-impact, nous avons fait varier une seule variable à la fois dans l'objectif d'analyser si cela influence le profil de contraintes résiduelles. Puis nous avons ensuite observé l'évolution du profil de contraintes résiduelles en fonction de cette variable. Si le profil de contrainte reste presque inchangé, nous pouvons déduire que celle-ci n'est pas très influente et donc négligeable. Au contraire, si le profil de contraintes varie de façon consistante, il faut intégrer la variable au modèle. Toutes les notations utilisées pour faire référence aux points clefs du profil font référence à la présentation de l'état mécanique (Chapitre I section 3.3).

2.1 Etude expérimental des contraintes résiduelles : Base de données

Nous avons besoin de recueillir un grand nombre de profils expérimentaux de contraintes résiduelles mesurés sur différents matériaux et conditions. L'objectif est la création d'une base de données ainsi que est une étude sur l'évolution du profil de contrainte en fonction des paramètres du procédé. D'abord ces profils ont été retrouvés avec une recherche bibliographique et complétés, ensuite, par des mesurés réalisées par nos soins, de la manière que la base de données soit la plus riche possible. Elle inclut différents matériaux traité par grenaillage ultrasonore et grenaillage classique et sera ensuite utilisée dans la démarche de l'analyse dimensionnelle comme vu dans le chapitre I. Tous les profils sélectionnés sont mesurés expérimentalement et ont été choisi dans des conditions de grenaillage telles que l'état de contrainte puisse être considéré comme saturé [136]. Ils sont représentés dans la base de données (

Tableau 2) par leurs points clefs, en référence au profil de contraintes résiduelles induit par grenaillage, et la dénomination de points présentée dans le chapitre I section 3.3, et avec les propriétés mécaniques de la bille utilisé et du matériau traité. Tous les profils présents dans la base de données ont été mesurés par diffraction des rayons X.

Dans la bibliographie, n'est pas toujours simple retrouver un profil expérimental avec tous les paramètres correspondant à nos besoin. Puisque les paramètres du grenaillage, tout comme les propriétés des matériaux, n'étaient pas toujours mentionnées, plusieurs méthodes ont été utilisées pour recueillir les données cherchées. Si pour certains paramètres – tels que le module d'élasticité ou la densité du matériau par exemple – la recherche a été assez simple, elle a été bien plus délicate pour d'autres - notamment la limite d'élasticité ou la vitesse d'impact. Nous ferons toujours référence à la limite d'élasticité avant grenaillage. Malgré les matériaux de la base de données assez connus au niveau industriel, trouver des articles ou des fiches techniques qui donnent la limite d'élasticité n'était pas évident car cela dépend de l'historique de la pièce, de sa méthode de fabrication et du type de traitements subis. Donc nous avons étés obligés à utiliser des valeurs le plus courant à chaque matériau. La vitesse d'impact, quand elle n'est pas directement donnée, a été déterminée via des méthodes analytiques qui relient l'intensité Almen à la vitesse d'impact [9], [116], [122] ou avec des simulations [106]. De cette manière, nous avons quand même pu avoir un bon nombre de profils et réaliser une analyse bibliographique.
Llaneza et Belzunce [137] présentent un travail très intéressant par lequel ils ont réalisé une étude du profil de contraintes après différentes conditions de grenaillage sur un acier AISI4340 qui a subi différents types de traitements thermiques. Ils mettent en relation le profil de contraintes avec les différentes limites d'élasticités, ce qui rend plus complet notre base de données. À partir de ce travail de recherche, dans la Figure II. 3, nous avons tracé la contrainte maximale de compression et la contrainte surfacique en fonction de la limite d'élasticité pour l'acier AISI4340. Nous pouvons nous apercevoir que la contrainte est très sensible à ces paramètres. Introduire une valeur imprécise de la limite d'élasticité diminue la fiabilité des résultats rassemblés dans la base de données et par conséquence le modèle conçu car l'analyse dimensionnelle prévoit qu'il sera relié à la base de données.

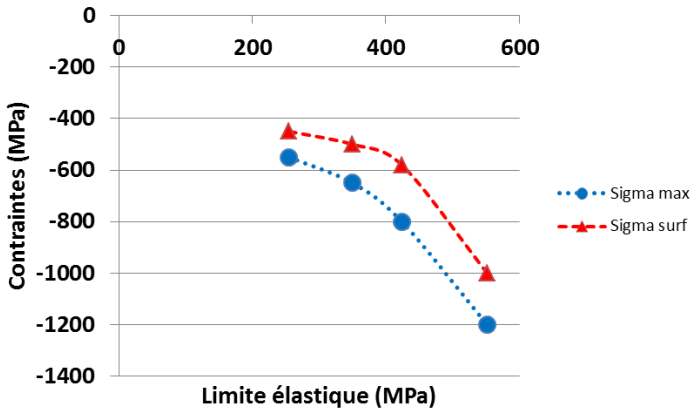


Figure II. 3 Tendance de la contrainte maximale de compression (σ_{max}) et surfacique (σ_{surf}) en fonction de la limite d'élasticité pour un acier AISI 4340 grenaillé avec des projectiles d'environ 0.25 mm de rayon, à une vitesse de 55 m/s. Graphique construit à partir de données bibliographiques [137]

Dans la base de données figure aussi un alliage à base de nickel (C-2000) pris en compte grâce au travail de Ortiz et al. [36] qui ont réalisé une étude sur l'état de contrainte d'une pièce grenaillée de façon conventionnelle et ultrasonore (**Figure II. 4**). Le grenaillage conventionnel (SP) a été réalisé avec de la grenaille en acier d'un diamètre d'environ 0.5 mm et une vitesse d'impact de 55 m/s. Alors que pour le grenaillage ultrasonore (SMAT) ont été utilisées des billes en carbure de tungstène de 7.9 mm de diamètre, et une vitesse d'impact d'environ 5 m/s. Cela met en évidence le fait que les contraintes issues d'un traitement de grenaillage classique et un grenaillage ultrasonore ont des différences au niveau de la profondeur. Si nous avons donc comme objectif la construction d'un modèle capable de fonctionner pour les deux types de traitements, il est impératif que les données expérimentales, sur lesquelles il se basera, rassemble aussi bien des profils induits par le GC que par le GUS.

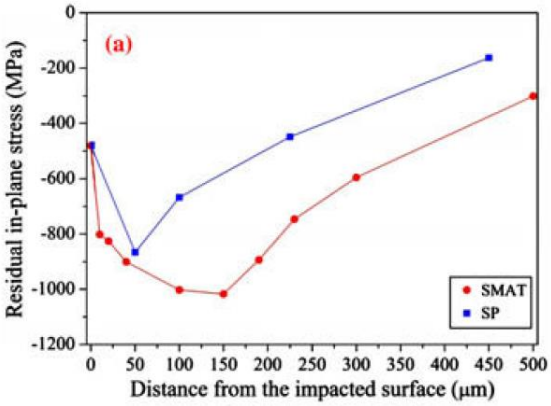


Figure II. 4 Comparaison entre les profils de contraintes résiduelles après le grenaillage conventionnel (SP) et ultrasonore (SMAT) [36] **;**

Pour enrichir les données avec des matériaux à plus basse densité et module de Young, des alliages d'aluminium ont été pris en compte à partir de différentes sources [10], [138], [139]. Le travail de A. S. Kobayashi et al [140] est intéressant, ils ont grenaillé une pièce en alliage aluminium 7075-T5351 avec de la grenaille en acier de 0.58 mm de diamètre avec deux vitesse différentes 40 m/s et 60 m/s.

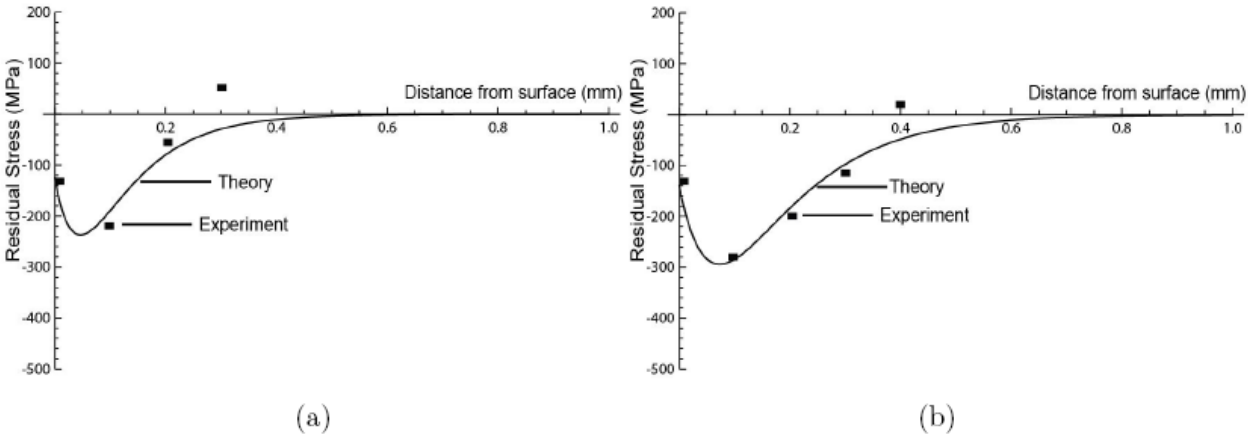


Figure II. 5 Grenaillage conventionnel d'un alliage d'aluminium 7075T5351 avec des billes en acier de 58 mm de diamètre. A) 40 m/s ; b) 60 m/s [140]**;**

Pour les matériaux avec une limite d'élasticité élevée, nous avons ajouté à la base de données l'alliage à base de nickel Inconel 718.

Pour enrichir la collecte de données bibliographique, nous avons ajouté des mesures de contraintes résiduelles réalisées en interne sur l'alliage de titane Ti-6Al-4V et sur le 316L. Matériaux dont toutes les propriétés mécaniques et physiques, ainsi que les conditions des traitements étaient connues. Les deux matériaux ont étés traités par grenaillage conventionnel ou grenaillage ultrasonore. Les conditions choisies sont typiques pour les deux traitements. Il d'agit d'une intensité Almen de 15A et un taux de recouvrement de 125% pour le grenaillage classique et de 23A avec un taux de recouvrement de 3000% pour l'ultrasonore. Nous retrouverons les détails de ces profils dans le chapitre 5.

Malgré la difficulté à retrouver dans la littérature des profils de contraintes expérimentaux avec toutes les caractéristiques du procédé utilisé et les propriétés du matériau, la base de données présente une vaste gamme de matériaux et de traitements. Certaines études, présentes en bibliographie, ont mis en évidence l'influence de la limite élastique du matériau traité [137], d'autre la vitesse d'impact [140] ou plus généralement, la différence de contrainte entre le grenaillage conventionnel et le grenaillage ultrasonore [36].Cependant cela n'est pas suffisant pour avoir un cadre bien défini de l'influence de chaque paramètre pris singulièrement sur le profil de contrainte. C'est donc à partir de ce besoin que nait la nécessité de faire appel à des simulations numériques qui nous permettront d'observer l'influence de chaque paramètre plus en détail dans le paragraphe suivant.

Tableau 2 Récapitulatif des paramètres caractéristiques des profils de contraintes résiduelles expérimentales issues de la littérature ou mesurés en interne. Tous les mesures ont été effectuées par DrX (σ_{surf} = contrainte en surface ; σ_{max} = contrainte maximale de compression ; Z_{max}= profondeur de la contrainte maximale de compression ; Z_0= profondeur de la couche mise en compression) ;

Matériaux Traité	Bille				Paramètres caractéristiques du profil				Propretés mécaniques des matériaux traités			Ref.
	Matériaux bille	ρ (kg/m³)	R (mm)	V (m/s)	σ_{surf} (MPa)	σ_{max} (MPa)	Z_{max} (mm)	Z_0 (mm)	E (MPa)	σ_y (MPa)	K (MPa)	
316L	Acier	7800	0,15	42	-500	-600	0,02	0,25	193000	500	164	UTT
		7800	0,15	80	-400	-700	0,08	0,35	193000	500	164	UTT
		7800	1,5	3	-390	-465	0,1	0,65	193000	500	164	UTT
		7800	1,5	4	-400	-550	0,08	0,6	193000	500	164	UTT
		7800	0.27	15	-700	-890	0.016	0.2	193000	500	164	[141]
TA6V	Acier	7800	0,2	60	-140	-224	0,109	0,258	113800	910	1472	[138]
		7800	0,2	40	-135	-275	0,1	0,38	113800	910	1472	[138]
		7800	0,15	42	-690	-800	0,03	0,14	113800	910	1472	UTT
		7800	1,5	2,75	-520	-750	0,1	0,38	113800	910	1472	UTT
AISI4340	Céramique	3000	0,25	55,1	-1000	-1200	0,08	0,235	210000	552	1200	[137]
		3000	0,5	49,9	-900	-1150	0,13	0,3	210000	552	1200	[137]
		3000	0,2	52,2	-600	-800	0,1	0,2	210000	424	1200	[137]
		3000	0,25	55,1	-580	-800	0,15	0,27	210000	424	1200	[137]
		3000	0,35	43,9	-700	-800	0,15	0,28	210000	424	1200	[137]
		3000	0,2	52,2	-580	-650	0,1	0,25	210000	350	1200	[137]
		3000	0,25	55,1	-500	-650	0,1	0,28	210000	350	1200	[137]
		3000	0,35	43,9	-600	-650	0,15	0,32	210000	350	1200	[137]
		3000	0,2	52,2	-500	-550	0,1	0,28	210000	255	1200	[137]
		3000	0,25	55,1	-450	-550	0,1	0,32	210000	255	1200	[137]
Base nickel C-2000	WC	15000	4	5	-480	-870	0,05	0,66	207000	370	890	[36]
	Acier	7800	0,25	55	-480	-1020	0,15	0,53	207000	370	890	[36]
Aluminium 7075 T7351 Aluminium alliage 7075T13	Acier	7800	0,29	40	-140	-224	0,095	0,257	70000	462	1600	[138]
		7800	0,29	60	-132	-285	0,101	0,386	70000	462	1600	[138]
		7800	0,45	80	-280	-310	0,35	0,8	70000	310	1600	[10]
AA1050	Acier	7800	1	3.6	-50	-100	0.2	0.6	70000	300	1600	[139]
Inconel 718	Acier	7800	0,175	40	-630	-820	0,035	0,15	200000	1350	1450	UTT
		7800	0,175	75	-840	-1130	0,08	0,22	200000	1350	1450	UTT
IN600	Acier	7830	2	4	-100	-300	0.25	0.7	195300	210	1450	[142]

2.2 Etude numérique

Dans cette partie sera étudiée l'influence des paramètres du procédé et de certaines propriétés mécaniques du matériau traité, sur le profil de contraintes résiduelles à l'aide de calculs éléments finis. Les simulations ont été effectuées avec un logiciel commercial, basé sur la méthode des éléments finis, Abaqus 6.13. Ce code, formulé en déplacement, peut résoudre aussi bien des problèmes linéaires que non linéaires. Plusieurs types de lois de comportement sont disponibles. L'utilisateur a le choix du type de calcul, dynamique ou statique, explicite ou implicite avec des algorithmes de résolutions classique (Newton Raphson, quasi-Newton, Risk, etc.)[143] avec la possibilité de contrôler les paramètres de convergences de l'algorithme choisi.

Dans notre étude les simulations doivent permettre l'analyse des contraintes résiduelles après impact et Abaqus est très approprié pour ce type de calcul. Les modèles numériques peuvent devenir lourds assez facilement au niveau du temps de calcul. Cela peut dépendre de la géométrie de la pièce, de la taille du maillage et du type de calcul choisi. Dans notre cas, nous avons besoin d'un calcul rapide qui puisse nous donner des informations qualitatives. Nous nous sommes donc servi d'un modèle mono impact, avec un calcul aux éléments finis, dynamique explicite [144]. Le modèle géométrique comprend deux parties en contact, une bille, et un massif. Le contact entre les deux parties est du type "surface to surface". Ce type d'interaction prend en compte le contact entre tous les éléments de surface des deux parties, sans pénétration des nœuds respectifs, permettent d'avoir une simulation plus réaliste. La bille peut se déplacer seulement normalement à la surface impactée. La pièce impactée est modélisée avec le massif, bloquée à l'extrémité inférieure et peut se déformer selon les conditions de symétrie imposées. Ses dimensions sont choisies par rapport à la taille de la billes de façon à respecter les hypothèses de massif semi-infini [113]. À chacune des deux parties sont assignées des propriétés mécaniques : la bille est considérée rigide et la seule propriété assignée est sa densité ρ ; le massif est caractérisé par sa densité, module de Young et coefficient de Poisson, et considéré comme isotrope. Pour le massif, un amortissement, (damping) a été ajouté afin d'éviter que les ondes de choc élastiques ne persistent trop longtemps dans le massif et de permettre que la contrainte s'y stabilise plus rapidement [113], [114]. Pour réduire les temps de calcul, le maillage a été affiné seulement pour le massif et dans la zone de l'impact, de façon à avoir des éléments assez petits et à éviter des déformations anomales (effet d'Hourglass). Le nombre d'éléments selon la configuration (taille et dimension de la bille) varie entre 25 000 et 40 000. La bille a été maillée avec des éléments 2D triangles à trois nœuds, linéaires, d'une taille qui respecte la forme de la bille sans affiner les résultats dans la zone de contact. Le massif a été discrétisé avec des éléments quadrangulaires, bilinéaires à quatre nœuds, avec un gradient de taille qui permet d'avoir un maillage plus fin dans la zone de contact. Au step initial t_0, est imposé à la bille un champ de vitesse égal à la vitesse d'impact et de direction normale à la surface du massif. Un calcul de type dynamique explicite a été réalisé par la suite. Le temps simulé assez grand a été choisi de façon à permettre que les ondes de chocs soient évacuées et les contraintes stabilisées. La loi de comportement du matériau est une loi à écrouissage isotrope linéaire. Des tests préliminaires en comparaison avec une loi cinématique pour connaître l'influence de ce choix ont montré que le profil de contrainte n'était pas perturbé.

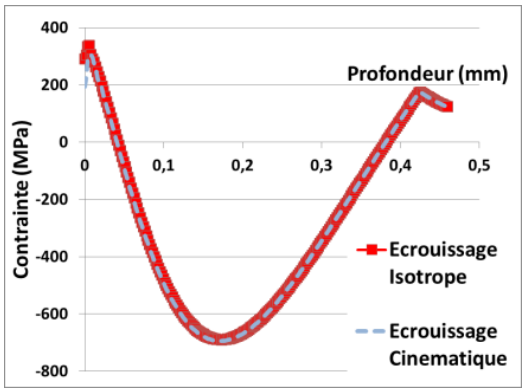


Figure II.6 Comparaison entre une loi d'écrouissage isotrope et cinématique sur un massif en TA6V impacté avec une bille de 1,5 mm de rayon avec une vitesse d'impact de 8 m/s.

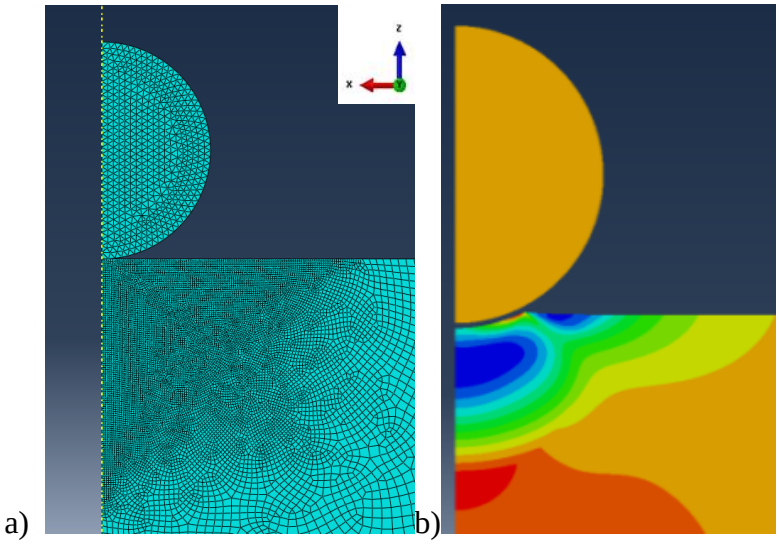


Figure II.7 Simulation mono impact pour l'analyse des contraintes résiduelles après choc : a) Maillage ; b) Visualisation des résultats ;

2.3 Plan d'expérience opératif

On propose que les variables pouvant influencer le profil de contraintes résiduelles soient : le module de Young (E), la limite élastique (σ_y), la constante d'écrouissage (k), la densité du matériau impacté (ρ_{mat}), le rayon (R), la vitesse (V) et la densité des billes (ρ_{bille}). L'analyse de sensibilité vise à vérifier si certaines de ces variables peuvent être négligées dans le modèle. L'étude a été réalisée selon la matrice d'essais présentée dans le Tableau 3. L'alliage de titane Ti-6Al-4V a été choisi comme matériau de base du massif. Les valeurs de k et ρ_{mat} ont été faits varier au tour de leur valeur réelle pour faire ressortir leurs influences sur le profil de contraintes. Pour les conditions du traitement, V, ρ_{bille}, et R, les valeurs ont étés choisies dans la gamme de valeurs du grenaillage conventionnel et ultrasonore. Le plan d'expérience opératif a été construit en trois niveaux pour chaque variable analysée. Un niveau de base n_0 où sont pris en compte les valeurs réelles pour k et ρ_{mat} et les valeurs plus utilisés pour les conditions des traitements conventionnel et ultrasonore. Puis un niveau n_{-1} où sont pris en compte les valeurs minimales, c'est-à-dire les billes plus petites ou les vitesses plus faibles, etc. Et enfin un niveau n_{+1} avec les valeurs plus hautes. Puis les profils de contraintes obtenus pour chaque paramètre étudié à différents niveaux ont été comparés entre eux, en réalisant une

analyse de sensibilité qui sera présentée pour chacun de ces paramètres dans la suite du paragraphe.

Tableau 3 Matrice d'essais numériques. n_0 : valeurs réelle ; ; n-1 : valeurs minimales ; n+a : valeurs maximales. GC : en référence au Grenaillage classique ; GUS : en référence au grenaillage ultrasonore ;

Paramètre étudié		n_{-1}	n_0	n_{+1}
Ecrouissage	k **(MPa)**	950	1472	5000
Densité matériau	ρ_{mat} **(kg/m^3)**	2200	4400	8800
Rayon de la bille	R_{GC} **(mm)**	0,1	0,25	0,35
	R_{GUS} **(mm)**	0,5	1	1,5
Densité de la bille	ρ_{bille}**(kg/m^3)**	2700	7800	14800
Vitesse d'impact	V_{GC} **(m/s)**	40	60	80
	V_{GUS} **(m/s)**	5	10	15

2.4 Analyse de sensibilité de l'écrouissage (k) et de la densité du matériau traité (ρ_{mat})

Nous avons présenté dans la section 3 du chapitre I la nécessité d'utiliser des de lois de comportement afin de rendre le modèle le plus fiable possible. Nous cherchons une variable la plus simple possible qui puisse tenir compte du comportement plastique du matériau traité, sans forcément faire intervenir des lois de comportement classiques [92]–[95], [97], [98], [113]. Ces types de lois dans l'analyse dimensionnelle compliqueraient particulièrement les choses. Il faudrait faire un choix judicieux pour éviter d'alourdir le modèle. Le choix de cette variable se base sur des observations expérimentales de la courbe effort – déplacement issue de tests de traction/compression. Cela donne un aperçu du comportement du matériau soumis à une sollicitation. Le mieux est de considérer le comportement du matériau du type élastoplastique à écrouissage linéaire. La variable à prendre en compte sera donc la pente *k* de la zone plastique.

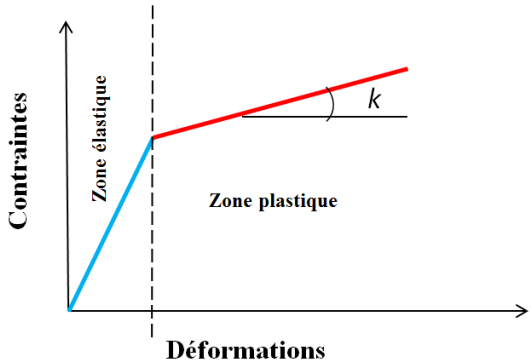


Figure II. 8 Modèle élastoplastique à écrouissage linéaire utilisé dans les simulations. k= pente d'écrouissage;

L'utilisation d'une loi à écrouissage linéaire, sera le type de loi utilisée, via le choix de la pente *k*, pour toutes les simulations à venir. Dans la section 3 du chapitre bibliographique nous avons montré que dans notre cas une loi isotrope est plus que suffisant, et que le choix d'une loi cinématique ne change pas les résultats du test mono-impact. Après avoir déterminé comment prendre en compte le comportement plastique du matériau, l'étape suivante était de vérifier numériquement si cela a réellement une influence sur les résultats, en termes de profil

de contraintes résiduelles. L'alliage de titane Ti6Al4V utilisé comme exemple, devient un matériau fictif lorsqu'on fait varier *k*. Dans la Figure II.9a sont représentées les constantes d'écrouissage utilisées dans les simulations en comparaison avec la constante "exacte", c'est-à-dire celle de la loi de comportement plastique du matériau. Puis dans la Figure II.9b les profils respectifs de contraintes. Nous constatons que la pente d'écrouissage a une influence sur le profil de contraintes, car les résultats sont assez différents selon les diverses pentes de déformations plastiques. Cela sera pris en compte comme variable dans l'analyse dimensionnelle.

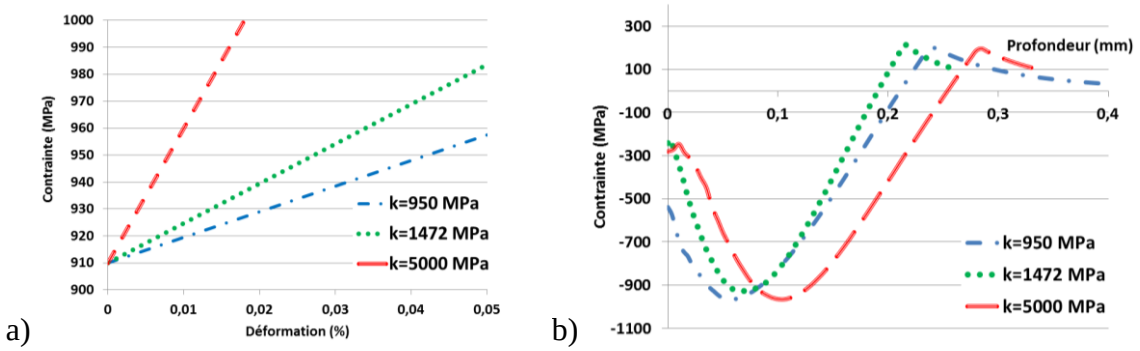


Figure II.9 Influence de la constante d'écrouissage *k* sur le profil de contrainte résiduelles; exemple de simulation d'un impact d'une bille en Acier avec un rayon de 0.2 mm et une vitesse de 80 m/s sur Ti-6Al-4V, a) Type de pente prise en compte *k*= 950 MPa ; *k*= 1472 MPa et *k*= 5000 MPa ; b) Profil de contrainte correspondant à chaque k ;

Pour vérifier si la densité du matériau traité a un rôle dans le comportement final de la pièce, notamment sur les contraintes résiduelles, nous avons procédé de la même façon que pour l'analyse de l'écrouissage. Nous avons fait varier la densité d'un matériau autour de sa valeur réelle, en gardant constantes les autres propriétés mécaniques et les conditions du grenaillage. En comparant les profils de contraintes résiduelles, observables dans la Figure II.10, nous ne voyons pas de différences remarquables. Cela veut dire que nous n'avons pas besoin de prendre la densité du matériau traité dans les variables du modèle.

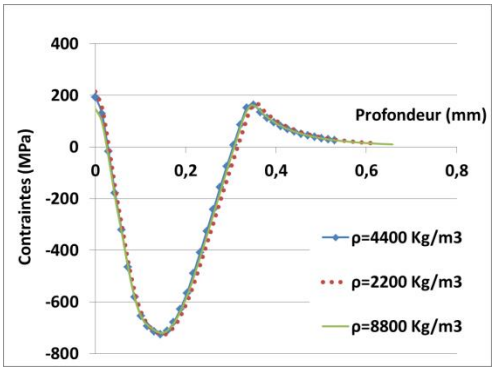


Figure II.10 Profils numériques de contraintes résiduelles issues d'une simulation d'impact d'une bille en acier sur un massif avec une densité d'un alliage de titane Ti-6Al-4V, d=4400 kg/m^3, puis sa moitié et son double. ;

2.5Analyse de sensibilité du type de bille : rayon (R), densité (ρ_{bille}) et vitesse (V)

Dans cette partie l'étude s'intéresse aux conditions du traitement telles que le type de bille, sa dimension et sa vitesse selon la matrice d'essais présentée dans le **Tableau 3**. La première analyse porte sur le rayon de la bille. Dans les exemples montrés, il y a des simulations avec

des conditions de la gamme de valeurs du grenaillage ultrasonore (Figure II.11a), diamètre entre 1, 2 et 3 mm et vitesse de 5 m/s, et d'autres dans les conditions du grenaillage conventionnel (Figure II.11b), diamètre entre 0.2 et 0.7 mm et vitesse de 80 m/s. L'observation des profils de contraintes résiduelles associés à différents rayons R pour les deux types de conditions, mettent en évidence que ceci influe sur l'épaisseur de la couche mise en compression, qui augmente avec la taille de la bille. Le niveau de contrainte par contre reste quasiment inchangé. Il nous sera donc possible de négliger le rayon des billes dans les parties du modèle dédiées au calcul de la contrainte surfacique σ_{surf} , maximale en compression σ_{max}, et traction σ_p et de prendre en compte R seulement pour le calcul des profondeurs de la contrainte maximale en compression z_{max}, la profondeur totale de la zone en compression z_0 et la profondeur de la contrainte maximale en traction z_p.

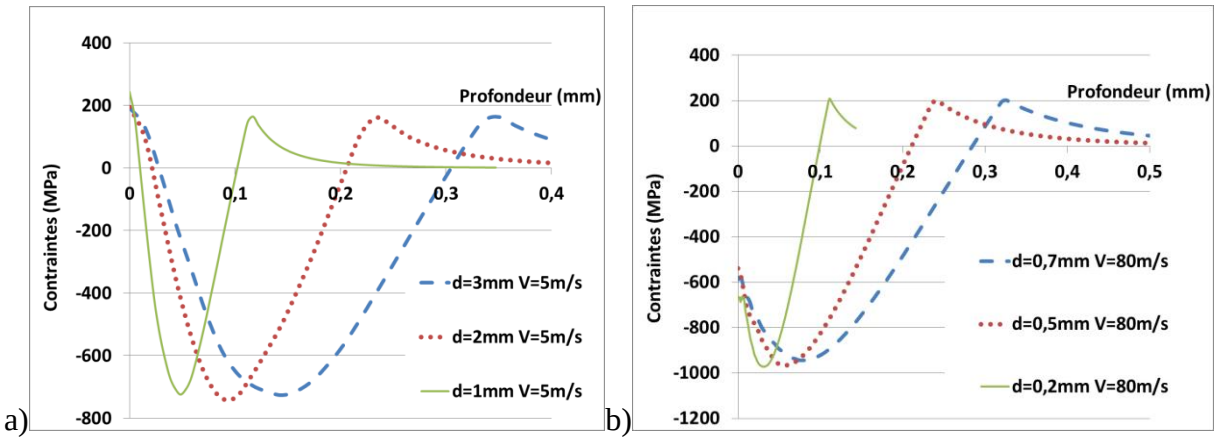


Figure II.11 a) Influence de rayon de la bille sur le profil de contraintes résiduelles pour un massif en Ti6Al4V impacté avec des conditions de grenaillage ultrasonore, avec la vitesse d'impact fixée à 5 m/s et le rayon R de 1 mm, 2 mm et 3 mm ; b) Influence de rayon de la bille sur le profil de contraintes résiduelles pour un massif impacté avec des conditions de grenaillage classique, avec la vitesse d'impact fixée à 80 m/s et le rayon R de0.2 mm, 0.4 mm et 0.7 mm ;

Les projectiles dans le grenaillage, ultrasonore ou conventionnel, sont toujours d'un matériau très dur, ce qui justifie le choix de modéliser la bille comme rigide dans le modèle numérique utilisé pour cette analyse. Par contre il y a une grande variété de matériaux assez durs pour satisfaire les conditions nécessaires et être choisi comme grenaille. Il y a donc différents densités spécifiques de projectile, d'où l'intérêt de vérifier comment cela intervient dans la mise en compression de la pièce. Pour l'analyse de sensibilité de cela, nous avons fait varier sa densité en utilisant trois densités différentes, correspondant à trois matériaux : aluminium (ρ=2700 kg/m^3), acier (ρ=7800 kg/m^3) et carbure de tungstène (ρ=14800 kg/m^3). Les profils de contraintes issus de l'impact avec les trois billes sont représentés dans la Figure II.12. Nous constatons que la densité de la bille a une grande influence sur le profil de contraintes, car il change la profondeur et le niveau de contraintes dans la pièce traitée. Nous la prendrons donc en compte dans toutes les équations conçues avec l'analyse dimensionnelle.

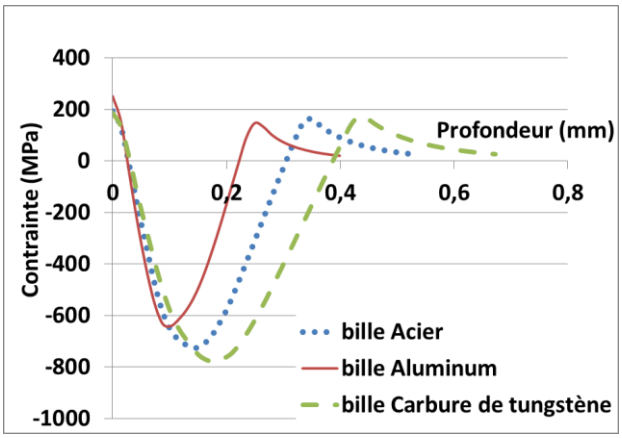


Figure II.12 Influence de la densité de la bille (supposée rigide) sur le profil de contraintes résiduelles pour un massif en Ti6Al4V impacté avec des conditions de grenaillage ultrasonore. Diamètre de la bille 3 mm et vitesse d'impact 5 m/s ;

Pour tester l'influence de la vitesse d'impact, nous l'avons fait varier autour des valeurs habituelles pour les deux types de traitements. En observant les profils de contraintes de différentes vitesses d'impact, est assez évident l'influence sur le niveau de contraintes et aussi su la profondeur du profil. Aussi comme la densité du matériau de la bille, elle sera présente dans la partie du modèle pour le calcul des profondeurs et aussi dans celle des contraintes.

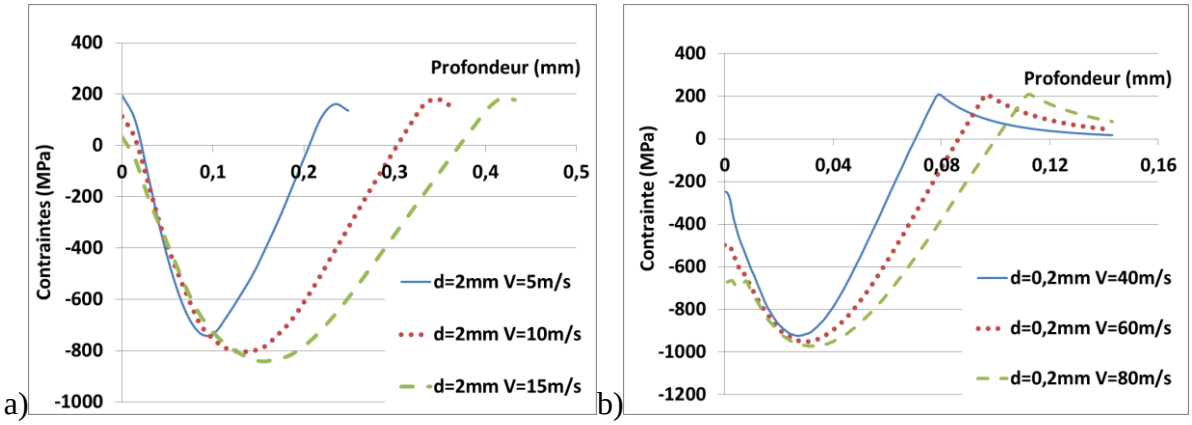


Figure II.13 a) Influence de la vitesse d'impact sur le profil de contraintes résiduelles pour un massif en Ti6Al4V impacté avec des conditions de grenaillage ultrasonore, avec le diamètre de la bille fixé à 2 mm et la vitesse égale à 5 m/s , 10 m/s et 15 m/s ; b) Influence de la vitesse d'impact sur le profil de contraintes résiduelles pour un massif impacté avec des conditions de grenaillage classique avec le diamètre de la bille fixé à 0.2 mm et la vitesse égale à 40 m/s , 60 m/s et 80 m/s ;

2.6 Synthèse des résultats

À partir des simulations, il est désormais possible d'avoir un cadre complet des paramètres à prendre en compte lors de la construction des modèles. Le tableau 3 met les résultats en évidence. Nous connaissons aussi de quels paramètres chaque facteur clé du profil dépend. Ce sera l'analyse dimensionnelle qui donnera l'expression mathématique de cette dépendance. Dans la section suivante, la démarche de l'analyse dimensionnelle sera détaillée pour trouver les quatre équations comprises dans un algorithme qui tracera le profil de contraintes résiduelles à partir des paramètres du grenaillage et des propriétés mécaniques des matériaux.

Tableau 4 Résumé des paramètres qui influencent les profils de contrainte, à prendre en compte dans l'analyse dimensionnelle ;

	σ_{surf} , σ_{max}	Z_{max} , Z_0
E	Oui	Oui
σ_y	Oui	Oui
K	Oui	Oui
$\rho_{matériau}$	Non	Non
P_{bille}	Oui	Oui
R	Non	Oui
V	Oui	Oui

II.3 Analyse dimensionnelle : Modèle pour le calcul du profil de contraintes résiduelles après grenaillage

3.1 Modélisation du profil

Nous avons pour objectif de formuler un modèle analytique qui prédise les contraintes résiduelles dues au grenaillage. Ce modèle sera conçu à partir des points clés du profil de contrainte présentés dans le chapitre I section 3.3. Avant de rechercher les équations pour l'identification de ces points, nous allons dans cette partie, nous intéresser à comment les relier d'une façon que la fonction utilisée respecte l'allure du profil de contrainte résiduelles. Pour éviter les problèmes liés au polynôme d'ordre quatre mentionnés dans le chapitre 1, nous avons décidé de séparer en deux le profil et le modéliser avec deux fonctions simples. Seulement la partie en compression sera modélisée, et donc nous n'avons pas besoin de connaitre la σ_p, et la z_p. Dans notre cas, les points caractéristiques du profil, (chapitre I.2) sont: le point de la contrainte en surface (0 ; σ_{surf}), le point de la contraintes maximale (z_{max}; σ_{surf}) et le point où la contrainte change de signe, c'est-à-dire l'épaisseur de la couche en compression (z_0; 0). Nous ne nous intéresserons donc qu'à ces trois points, identifiables avec quatre facteurs : σ_{surf}, σ_{max}, z_{max} *et* z_0. Le choix des fonctions a été fait avec deux approches différentes.

Première approche

Dans cette première approche la première partie du profil a été modélisé avec une fonction d'ordre deux et pour la deuxième partie une fonction linéaire. Pour éviter des points de discontinuité, le point de passage entre la fonction de deuxième degré et celle linéaire est imposé au point tangent entre les deux fonctions (point *S* en référence à la **Figure II.14**, les détails du calcul sont en annexe II.1).

Le profil de contrainte résiduelle est donc modélisé de la façon suivante :

$$\sigma(z) = \begin{cases} az^2 + bz + c & z < z_s \\ Mz + T & z > z_s \end{cases} \qquad \text{(II. 52)}$$

Pour respecter l'allure du profil d'un contrainte résiduelles de grenaillage, nous allons imposer que en surface ($z=0$), la contrainte soit égal à σ_{surf}, et que le point (z_{max}; σ_{surf}) soit le point extremum de la fonction, ce qui se traduit dans les conditions suivantes pour la partie quadratique:

Pour $z=0$ on a $\sigma(z)= \sigma_{surf}$;
Pour $z= z_{max}$ on a $\sigma(z)= \sigma_{max}$;

$$\frac{\partial(az^2 + bz + c)}{\partial z_{max}} = 0$$

Et pour la deuxième partie du profil, celle modélisée avec la droite $Mx+T$:

Pour $z=z_0$ on a $\sigma(z)=0$; ;
Puis la continuité de la pente au point S doit être assurée donc

$$\frac{\partial(az^2+bz+c)}{\partial z_s}=M$$

Les constantes *a*, *b*, c, *M* et *T* sont alors reliées aux valeurs caractéristiques du profil par les relations :

$$a=\frac{\sigma_{surf}-\sigma_{max}}{z_{max}^2} \quad \text{(II. 53)}$$

$$b=\frac{2(\sigma_{max}-\sigma_{surf})}{z_{max}} \quad \text{(II. 54)}$$

$$c=\sigma_{surf} \quad \text{(II. 55)}$$

$$M=2az_s+b \quad \text{(II. 56)}$$

$$T=-Mz_0 \quad \text{(II. 57)}$$

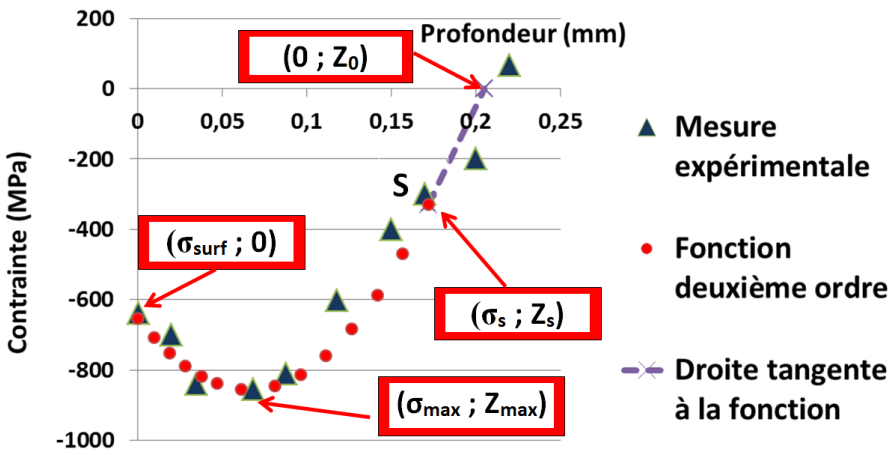


Figure II.14 Exemple de modélisations du profil de contrainte avec deux fonctions, une d'ordre deux az^2+bz+c (point rouge) et une droite tangente $Mz+T$ à la fonction (tirées violets) ; Le point S représente le point où la droite est tangent à la fonction quadratique.

Le choix de ce type de fonctions se base sur l'expérience montrant que les contraintes ont une allure parabolique dans les premières profondeurs, avec un point d'extremum à la contrainte appelé maximale de compression σ_{max}, pour ensuite remonter vers la traction à peu près linéairement.

Les conditions imposées dans cette approche peuvent parfois ne pas être vérifiées, et se trouver avec le point *S* à l'extérieur de la zone attendue (par exemple z_s négatif), et donc même si les valeurs de σ_{surf}, σ_{max}, z_{max} *et* z_0 sont connues, nous ne pourrons pas obtenir une fonction qui relie les points. Pour cette raison, dans certains cas, le profil sera modélisé avec deux fonctions linéaires, ce qui respecte aussi assez bien l'allure d'un profil classique. (**Figure II.15**).

Deuxième approche

Dans cette deuxième approche, deux droites ont donc été utilisées. Dans la première partie du profil, la droite passe par les points (0 ; σ_{surf}) et (z_{max}; σ_{surf}). Puis la deuxième, pour la partie qui remonte jusqu'à la profondeur maximale de compression z_0, elle doit relier les points (z_{max};

σ_{surf}) et (z_0; 0). Il s'agit donc, tout simplement, de retrouver les équations de ces deux droites passantes pour les deux points mentionnés.
Pour cette deuxième modélisation la contrainte en fonction de la profondeur peut s'écrire de la manière suivante :

$$\sigma(z) = \begin{cases} \alpha z + d & z < z_{max} \\ \beta z + e & z > z_{max} \end{cases} \quad \text{(II. 58)}$$

Avec les conditions :
Pour $z=0$ on a $\sigma(z)= \sigma_{surf}$;
Pour $z= z_{max}$ on a $\sigma(z)= \sigma_{max}$;
Pour $z= z_0$ on a $\sigma(z)=0$;
En plus on doit assurer la continuité en z_{max}
$\alpha z_{max} + d = \beta z_{max} + e$
On peut finalement écrire que :

$$d= \sigma_{surf} \quad \text{(II. 59)}$$

$$\alpha = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{surf}}{z_{max}} \quad \text{(II. 60)}$$

$$\beta = \frac{\alpha z_{max} + \sigma_{surf}}{z_{max} - z_0} \quad \text{(II. 61)}$$

$$e = -\frac{\alpha z_{max} + \sigma_{surf}}{z_{max} - z_0} z_0 \quad \text{(II. 62)}$$

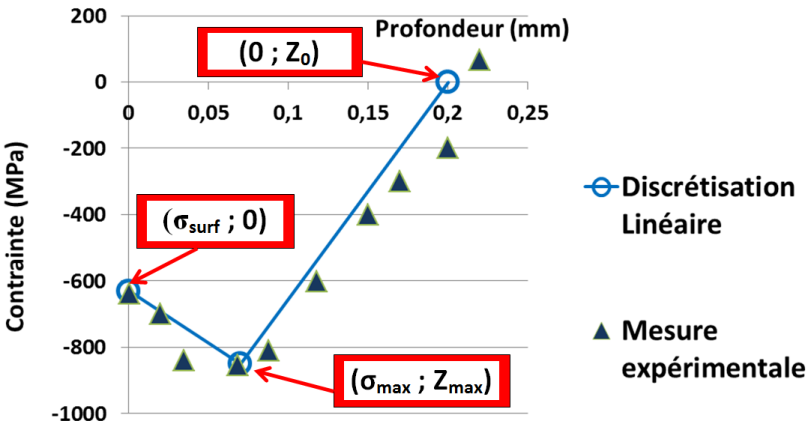


Figure II.15 Exemple de modélisations du profil de contrainte avec deux fonctions linéaires.

On rappelle que les valeurs de σ_{surf}, σ_{max}, z_{max} *et* z_0 seront calculées à l'aide des équations issues de l'analyse dimensionnelle. Nous allons donc développer dans la suite du chapitre l'étude qui permettra d'atteindre ce résultat.

3.2 Combinaison des variables en relation au facteur recherché

Depuis la section précédente, les variables à prendre en compte dans l'analyse dimensionnelle pour chaque facteur clef (chapitre I section 3.3) sont connues, et les équations suivantes mettent sous forme mathématique ces relations :

$$\sigma_{surf} = f(\sigma_y, E, k, V, \rho_{bille}) \quad \text{(II. 63)}$$

$$\sigma_{max} = f(\sigma_y, E, k, V, \rho_{bille}) \quad \text{(II. 64)}$$

$$Z_0 = f(\sigma_y, E, k, V, \rho_{bille}, R) \quad \text{(II. 65)}$$

$$Z_{max} = f(\sigma_y, E, k, V, \rho_{bille}, R) \quad \text{(II. 66)}$$

La démarche de mise en forme des équations de σ_{surf} et σ_{max} est la même, la différence apparaissant au moment de prendre en compte les données pour identifier la fonction qui lie les variables. Nous allons donc combiner les variables une seule fois qui sera valable pour les deux. Nous savons que la contrainte surfacique et la contrainte maximale de compression sont en fonction des paramètres σ_y, E, k, V, ρ_{bille}. Pendant l'analyse dimensionnelle nous allons regrouper les paramètres selon des critères géométriques, physiques ou chimiques. Dans notre cas, elles peuvent être regrouper en deux parties, la partie propriétés du matériau avec k, E, σy, et la partie énergie cinétique avec V, ρ_{bille}. Cela donnera une variable adimensionnelle qui dépend du matériau :

$$C_1 = const = (\frac{\sigma_y^2}{Ek}) \quad \text{(II. 67)}$$

Et une deuxième variable qui dépend des paramètres du traitement, à laquelle seront imposées les dimensions de la contrainte (MPa) :
En raisonnant sur les dimensions, comme présenté dans le chapitre bibliographique, l'écriture de l'équation complète reliant la contrainte aux variables choisies sera:

$$\sigma = f(\frac{\sigma_y^2}{Ek} * V^2 * \rho_{bille}) \quad \text{(II. 68)}$$

Pour les profondeurs z_{max} et z_0 nous avons vu que la dépendance à chercher est du type suivante : z= f((σ_y, E, k, V, ρ_{bille}, R). Il y a donc un élément de plus : R. Si pour les modèles des contraintes nous avons utilisé la méthode Rayleigh – soit imposer la dimension de la grandeur recherchée – pour les z ce sera plutôt la méthode Vaschy-Buckingham, c'est-à-dire chercher une relation entre nombres adimensionnels [123]. Après avoir combiné les paramètres, nous devons chercher une relation entre les variables suivantes:

$$\frac{Z}{R} = f(V^2 \rho_{bille} \frac{\sigma_y}{Ek}) \quad \text{(II. 69)}$$

<u>Recherche de la fonction qui relie le groupement des variables au facteur recherché</u>

Pour chercher la relation entre le facteur du profil et les paramètres dont il dépend, la base de données présentée dans le chapitre 1 sera utilisée, laquelle comprend des profils de contraintes résiduelles après traitement de plusieurs matériaux, avec les propriétés mécaniques et les conditions d'utilisation. Le graphique qui met en relation les contraintes, surfacique ou maximale, en fonction de la combinaison des variables comme écrit dans l'équation (II. 68), (appelé "X" dans les Figure II.16a et b), est tracé. Il apparaît sous la forme d'un nuage de points qui sera utile pour tracer une courbe de tendance. Celle-ci met en évidence la fonction qui lie la contrainte aux variables. Une courbe de tendance est une fonction pondérée entre des points de mesures. Elle est utilisée en analyse statistique pour faire ressortir la tendance d'un paramètre par rapport à d'autres. Or c'est précisément ce qui est recherché : la variation

de la contrainte ou de la profondeur par rapport à la combinaison de variable. Dans Excel, ou dans d'autres logiciels de calcul, il y a le choix entre plusieurs courbes de tendance. Souvent le choix est réalisé par rapport à la courbe qui donne le coefficient de détermination le plus élevé. Mais dans certain cas, par exemple quand le paramètre cherché varie rapidement au début de la mesure pour ensuite se stabiliser autour d'une valeur, des courbes logarithmiques ou puissance sont à privilégier. Dans la Figure II.16a et la Figure II.16b sont reportés les nuages des points pour la contrainte surfacique et la contrainte maximale. Chaque point correspond à un test effectué en connaissant tous les paramètres pris en compte dans l'analyse dimensionnelle.

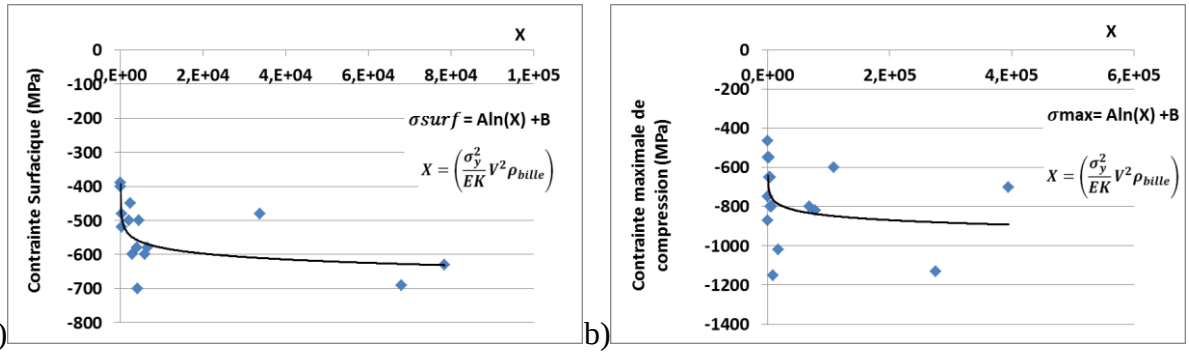


Figure II.16 Graphiques pour trouver la fonction qui lie les contraintes σ_{surf} (a) et σ_{max} (b) à la combinaison des variables $X = \left(\frac{\sigma_y^2}{Ek} V^2 \rho_{bille}\right)$: a) contraintes surfacique ; b) contrainte maximale;

La courbe de tendance choisie pour les contraintes σ_{surf} et σ_{max} est une loi logarithmique, de la forme suivante :

$$\sigma = Aln\left(\frac{\sigma_y^2}{Ek} * V^2 * \rho_{bille}\right) + B \qquad \text{(II. 70)}$$

Les constantes A et B sont les constants de la courbe de tendance et qui décrivent la relations entre la contrainte et la combinaison des variables influents. Dans le cas spécifique, et avec les données à notre disposition sont :

Tableau 5 Valeurs numériques des constante A et B de la fonction II.20 pour la contrainte surfacique et la contrainte maximale de compression ;

	A	B
σ_{surf}	$-3.28 * 10^7$	$-2.74 * 10^8$
σ_{max}	$-3.50 * 10^7 l$	$-4.51 * 10^8$

Avec la même démarche ont étés trouvées les relations pour les profondeurs z_{max} et z_0. A l'aide de la base de données, le graphique qui met en relation le nombre adimensionnel Z/R avec les paramètres du problème (combiné selon les théorèmes de l'analyse dimensionnelle) sera tracé pour avoir le nuage de points.

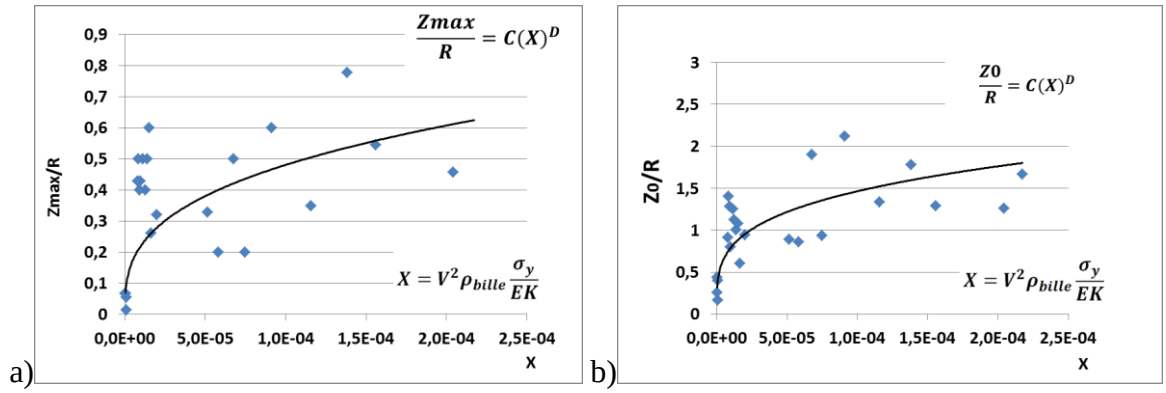


Figure II.17 Graphique pour trouver la fonction qui lie la contrainte aux paramètres du traitement;

Une fois trouvée la fonction, dans ce cas une fonction puissance, il est possible d'écrire les équations qui permettront de trouver les profondeurs Z_0 et Z_{max} en fonction des paramètres :

$$Z = \left[C(V^2\rho_{bille}\frac{\sigma_y}{Ek})^D\right]R \qquad \text{(II. 71)}$$

Les constantes *C* et *D*, comme pour *A* et *B*, sont les constante de la courbe de tendance reliant les points, dans le cas spécifique, et avec les données à notre disposition sont :

Tableau 6 Valeurs numériques des constante C et D de la fonction II.15 pour la profondeur de la contrainte maximale de compression Z_{max} et la profondeur de la zone en compression Z_0 ;

	C	D
Z_{max}	10,8	0,34
Z_0	17,1	0,27

3.3 Analyse des résultats

Dans la Figure II.16 et la Figure II.17, les nuages de points sont assez dispersés. La précision des résultats dépend donc du point qu'on est en train de calculer. En effet, en prenant comme exemple l'aluminium, dans la Figure II. 18, la valeur de la combinaison des variables se trouve très loin de la loi utilisée dans le modèle. Ce calcul sera forcément imprécis. Tandis que d'autres tests, comme le TA6V ou l'inconel 718, auront des résultats plus fiables, trouvant la valeur de leur combinaison de variables plus proche de la loi utilisée.

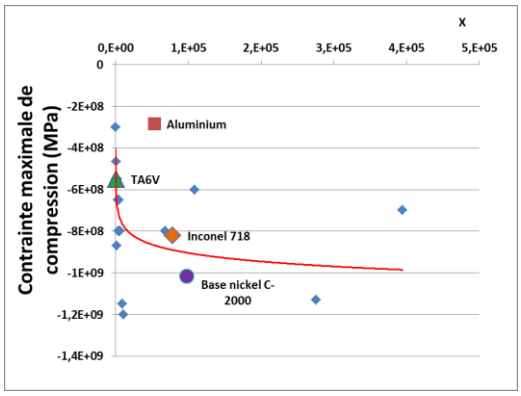


Figure II. 18 Nuage de points pour trouver la courbe de tendance que relie la contrainte maximale de compression aux variables du modèle, avec mise en évidence de certains matériaux

La dispersion des points est due à plusieurs facteurs. En premier lieu la difficulté de trouver dans la bibliographie des profils de contraintes expérimentaux pour des matériaux grenaillé avec toutes les conditions de service et les propriétés mécaniques. Il est donc nécessaire de s'appuyer sur les propriétés des matériaux similaires. Il a été particulièrement compliqué de trouver la limite élastique initiale du matériau traité qui, comme évoqué dans le chapitre 1, a une grande influence sur les contraintes. Aussi le choix d'une base de données qui comprend des traitements ultrasonores et conventionnels et pour plusieurs matériaux élargissent énormément le domaine des points et, forcément, perdant en précision. Pour mieux analyser cet aspect, nous avons analysé en détail les nuages de points de la base de données. D'abord nous avons distingué dans la distribution des points, le grenaillage classique (GC) et l'ultrasonore (GUS) avec des marqueurs à formes différentes. En prenant comme exemple la contrainte maximale et en regardant les points en échelle logarithmique. (Figure II. 19), résulte évident que les points relatifs aux deux traitements n'ont pas la même grandeur. Cela élargit la gamme de valeurs que la loi doit couvrir, au détriment de la précision. Malgré la différence d'ordres de grandeur, les points ont une tendance bien ordonnée et une courbe pourrait bien prendre en compte les deux types de traitements.

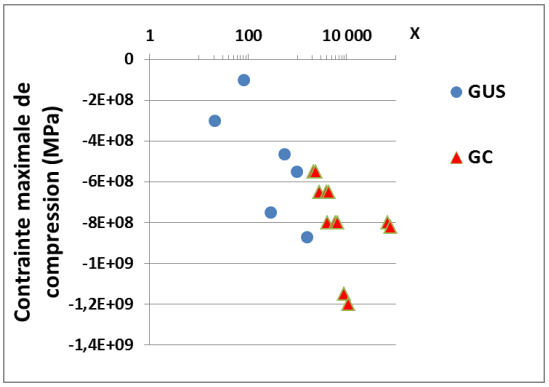


Figure II. 19 Distribution par traitement des points de la base de données pour la recherche de la fonction qui relie la contrainte maximale de compression aux paramètres du traitement ;

Il est assez intéressant de présenter les nuages de points en faisant une distinction par matériaux (Figure II. 20). Nous pouvons noter que chaque matériau suit une tendance qui lui est propre comme, pour le 316L, l'alliage d'aluminium et l'inconel.

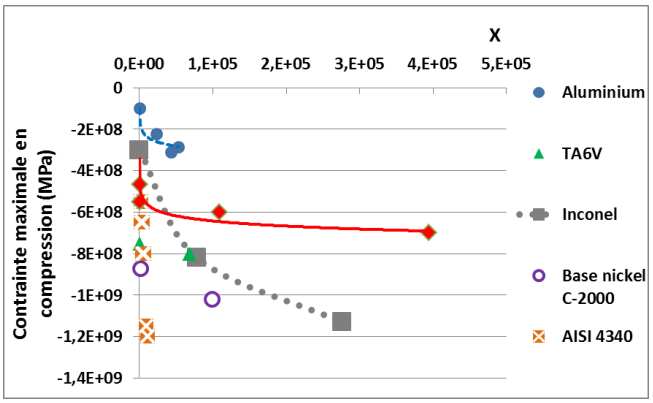


Figure II. 20 Distribution par matériau des points de la base de données pour la recherche de la fonction qui relie la contrainte maximale de compression aux paramètres du traitement avec des exemples de fonctions pour le 316L, l'aluminium et l'inconel.

Globalement nous pouvons affirmer qu'en observant les points pour un seul matériau, les tendances sont moins dispersées : les lois décrivent mieux les points. Les variables telles quelles n'arrivent pas à bien prendre en compte le type de matériau et donc la loi générale reste imprécise. Le modèle est simple, il est construit pour le grenaillage classique et ultrasonore, et unique pour tous matériaux, mais cela présente des inconvénients au niveau de la précision. Des améliorations peuvent être apportées au niveau de la base de données, car la démarche dépend beaucoup des données prises en compte.

3.3.1 Améliorations

Nous avons constaté que la dispersion des points, et par conséquence la précision de notre modèle, est surtout liée à la présence de divers matériaux dans la base de données. Cela peut nous amener à affirmer, sans surprise, qu'effectuer la démarche sur un seul matériau rendrait le modèle plus précis. Notre objectif reste celui d'un modèle unique, nous allons donc faire face à cette problématique pour garder notre intention initiale. Nous avons décidé d'ajouter des coefficients capables d'ajuster les équations conçues avec tous les matériaux (II.20 et II.21), au matériau spécifique.

Pour trouver ces coefficients, nous utiliserons toujours la base de données du tableau 1 et nous trouverons les lois spécifiques à chaque matériau. La démarche est la même réalisée pour arriver aux équations II.70 et II.71, mais appliquée à chaque matériaux singulièrement (**Figure II. 20**). Cela nous donnera des équations spécifiques à chaque matériau, avec leurs constantes *A*, *B*, *C* et *D*. Par exemple, pour la contrainte en surface du 316L, la loi qui la liée au paramètres du traitement est :

$$\sigma_{surf316L} = A_{316L} ln\left(\frac{\sigma_y^2}{EK} * V^2 * \rho_{bille}\right) + B_{316L} \qquad \textbf{(II. 72)}$$

Puis la fonction générale – qui considère tous les points **(II. 70)** – sera divisée par celles spécifiques des matériaux, ce qui donnera une valeur réelle qu'on appellera coefficient du matériau traité ($\gamma_{matèriau}$). Toujours dans le cas du 316L nous avons, pour la contrainte surfacique :

$$\gamma_A_{316L} = \frac{A_{generale}}{A_{316L}} \; ; \qquad \gamma_B_{316L} = \frac{B_{generale}}{B_{316L}} \qquad \textbf{(II. 73)}$$

Où $A_{générale}$ et $B_{générale}$ sont les constante *A* et *B* des équations II.70 et II.71.Le modèle générale sera divisé par le coefficient des matériaux, pour devenir une loi spécifique. Nous aurons donc une nouvelle colonne dans la base de données qui indiquera les coefficients pour tous les matériaux testés et pour les quatre équations issues de l'analyse dimensionnelle. Pour l'algorithme de prédiction de contraintes résiduelles, sera utilisé toujours celui conçu avec la loi générale. Mais quand le matériau à tester fait partie de la base de données, celui-ci sera divisé par les coefficients du matériau. Ce qui nous donnera à chaque fois la loi spécifique du matériau en question. Si celui-ci n'est pas connu, le calcul sera effectué avec la loi générale. Nous avons donc un modèle évolutif avec tous les coefficients *A* et *B* des équations II.70 et II.71 liés à la base de données et, au fur et à mesure qu'on l'enrichit, avec des nouveaux éléments, sera mis à jour. Cela nous donne la possibilité d'avoir un modèle évolutif, lié à une base de données présentée dans la section II.1, qui peut elle aussi varier et être enrichie. Donc,

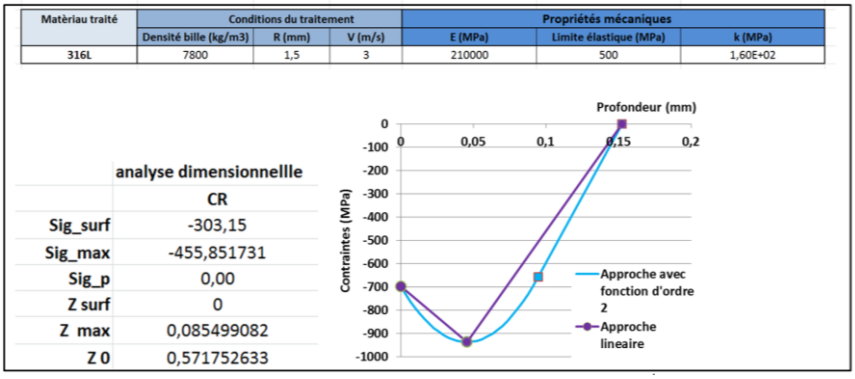
la démarche d'utilisation du modèle de prédiction des contraintes résiduelles, étape par étape sera :

- Choisir le matériau traité : s'il est présent dans la base de données, les coefficients entreverrons et le calcul sera réalisé avec une loi spécifique à lui, autrement seront les équations II.70 et II.71 qui feront le calcul des contraintes et profondeur ;
- Introduction des conditions du traitement et des propriétés mécaniques des matériaux ;
- Calcul de σ_{surf} , σ_{max}, z_{max} *et* z_0
- Modélisation du profil avec les deux méthodes présentées en début de la section ;

Le modèle sera testé dans le paragraphe 3.4. À chaque fois il y aura comparaison avec le modèle général ainsi qu'avec les profils calculés par la méthode Zarka. [116]

3.4 Exemple d'application du modèle

L'objectif de cette partie est de montrer un exemple de comment le modèle analytique conçu pourrait être utile à l'étude du procédé de grenaillage. Un modelé analytique qui permet d'analyser l'évolution du profil de contraintes sans passer par les traitements et les mesures peut trouver sa place dans les études R&D. En effet une première approche analytique du problème peut être précieuse au niveau de la compréhension du comportement du matériau et de l'optimisation du procédé. Pour l'utilisation du modèle, toutes les équations ont été reportées dans une feuille de calcul (**Figure II. 21**), où l'utilisateur doit simplement introduire les paramètres matériaux et du traitement, choisir le type de matériau, si disponible dans la base de données, puis les points clefs $(0\ ;\ \sigma_{surf})$, $(Z_{max}\ ;\ \sigma_{max})$, $(Z_0\ ;\ 0)$ seront calculés et le profil de contraintes sera tracé avec les deux types d'approches présentées auparavant.



Matèriau traité	Conditions du traitement			Propriétés mécaniques		
	Densité bille (kg/m3)	R (mm)	V (m/s)	E (MPa)	Limite élastique (MPa)	k (MPa)
316L	7800	1,5	3	210000	500	1,60E+02

	analyse dimensionnellle
	CR
Sig_surf	-303,15
Sig_max	-455,851731
Sig_p	0,00
Z surf	0
Z max	0,085499082
Z 0	0,571752633

Figure II. 21 Feuille de calcul pour l'utilisation du modèle ;

On prend ici l'exemple d'un échantillon en acier inoxydable 316L, traité par grenaillage ultrasonore. Pour des raisons d'optimisation il y a nécessité de connaître l'évolution de la contrainte en fonction de deux paramètres : le rayon de la bille et sa vitesse, dans l'objectif d'adapter les paramètres au niveau de contraintes désiré. L'analyse consiste à calculer plusieurs profils de contraintes résiduelles avec le modèle en changeant un seul paramètre, dans notre cas la vitesse, ou le rayon de la bille. L'étude est résumée dans le plan d'expérience suivant :

Tableau 7 plans des expériences analytiques pour l'analyse de l'évolution du profil de contrainte en fonction deu rayon de la bille R et de la vitesse d'impact V.

Test	R (mm)	V (m/s)
1	1,5	1
2	1,5	2
3	1,5	4
4	1,5	5
5	0.5	3
6	1	3
7	1.5	3
8	2	3
9	2.5	3

Les résultats de l'application du modèle sont présentés en Figure II. 22a et Figure II. 22b. Nous constatons que la vitesse a un impact surtout sur la contrainte maximale et la profondeur du profil, un peu moins sur la contrainte surfacique. Le rayon de la bille influence la profondeur de la contrainte maximale et de toute la couche mise en compression. Ces résultats confirment différents résultats publiés sur l'analyse de la vitesse d'impact et la taille des billes du grenaillage [33]–[35].

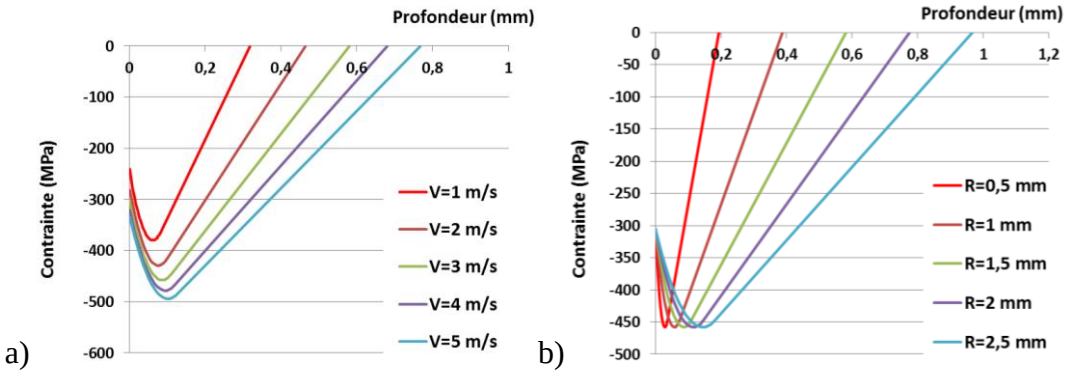


Figure II. 22 Profils de contraintes résiduelles pour le grenaillage ultrasonore d'un acier 316L : a) Evolution de la vitesse d'impact ; b) Evolution du rayon de la bille ;

Il est aussi intéressant de voir comment différents matériaux répondent au même type de traitement. Dans la Figure II. 23 nous avons présenté des profils de contraintes calculés avec le modèle pour quatre matériaux : l'acier inoxydable 316L, l'alliage de titane TA6V, l'aluminium 7075 et l'inconel 718. Tous les tests ont été réalisés avec une vitesse d'impact de 3 m/s et des billes en acier de 3 mm de diamètre.

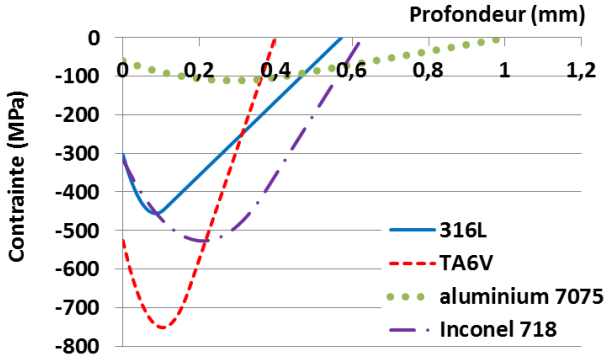


Figure II. 23 Contraintes résiduelles pour le traitement de différents matériaux avec les mêmes conditions.

Les résultats en plus de mettre en évidence l'influence du type de matériaux, révèlent aussi l'importance d'adapter le traitement au matériau cible. Avoir un modèle qui puisse rapidement nous donner un premier résultat peut se révéler essentiel.

3.5 Validation du modèle

Les modèles de prédiction des contraintes résiduelles, le générale et celui par matériaux, ont été testés en faisant de comparaisons avec des mesures réalisées par la méthode Zarka et des mesures expérimentales exécutées par nos soins ou trouvées dans la bibliographie. L'objectif principal est de vérifier la précision de ce type de démarche, en sachant que la base de données influencera beaucoup la qualité des résultats obtenus. Pour les tests nous avons choisi des conditions de grenaillage ultrasonore et conventionnel de différents matériaux pour avoir une large gamme d'expérimentations. Les détails sont listés dans le Tableau 8.

Tableau 8 liste des tests expérimentaux avec les conditions du traitement et les propriétés matériaux utilisés dans le modèle analytique. *R*= rayon billes ; *V*= Vitesse moyenne d'impact ; *E*= Module de Young ; σ_y = limite d'élasticité ; k= pente d'écrouissage ;

Conditions du traitement				Propriétés Mécaniques du matériau traité				Ref.
Matériau bille	**Densité bille (kg/m³)**	**R (mm)**	**V (m/s)**	**Matériau**	**E (MPa)**	**σ_y (MPa)**	**k (MPa)**	
Acier	7800	0.29	60	**Aluminium 7075 T7351**	70000	464	1600	[138]
Acier	7800	1.5	2.75	**TA6V**	113000	910	1450	UTT
Acier	7800	1.5	3	**316L**	193000	500	164	UTT
Acier	7800	0.15	80	**316L**	193000	500	164	UTT
Céramique	3000	0.25	55	**AISI 4340**	210000	424	1200	[137]
Acier	7800	0.175	40	**Inconel 718**	200000	1350	1400	UTT
Acier	7800	0.25	55	**Base Nickel C-2000**	207000	370	890	[36]

Aluminium 7075T7351

Le premier test a été réalisé sur l'alliage d'**aluminium 7075T7351**. L'échantillon a subis un traitement de grenaillage conventionnel avec des projectiles de 0.29 mm de rayon environ, en acier et qui impactent la surface de la pièce avec une vitesse de 60 m/s. La prise en compte

des coefficients fait que la loi générale, qui, dans ce cas, ne donne pas de résultats pertinents, évolue vers celle spécifique de l'aluminium, avec laquelle le profil analytique calculé est assez proche de la mesure expérimentale. Le profil résultant de la méthode Zarka se situe entre les deux modèles conçus avec l'analyse dimensionnelle, avec une imprécision au niveau des contraintes mais qui donne la profondeur de couche en compression exacte.

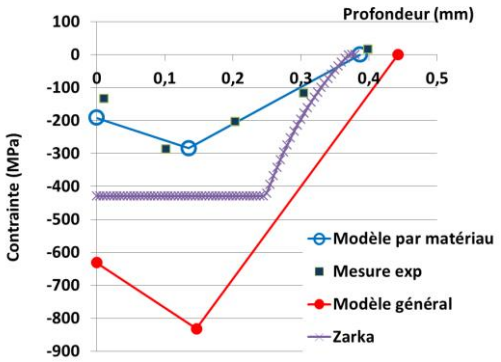


Figure II. 24 Comparaison du profil de contraintes résiduelles expérimental d'un alliage d'aluminium 7075T7351 traité avec les conditions du tableau 6 et les profils calculées avec les modèles, général, par matériau et avec la méthode Zarka ;

TA6V

Nous avons vérifié le modèle sur une pièce en TA6V grenaillée de façon ultrasonore avec des billes en acier, parfaitement sphériques de 1.5 mm de rayon et qui impactent la pièce avec une vitesse moyenne de 2.75 m/s. La mesure expérimentale a été réalisée par diffraction de rayons X en interne. Pour le grenaillage ultrasonore, connaître la vitesse d'impact n'est pas simple, car tout se passe dans une boite fermée, avec des impacts multidirectionnels et à différents vitesses. Le seul moyen pour connaitre les vitesses c'est via des simulations numériques qui ont été réalisées avec ShotVisual [107]. La vitesse introduite dans le modèle est la vitesse moyenne des impacts. Le modèle par matériau décrit mieux le profil de contraintes, notamment au niveau de la contrainte en surface et de la profondeur de la couche mise en compression.

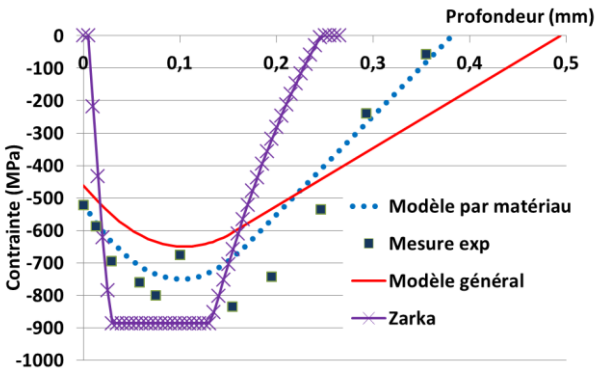


Figure II. 25 Comparaison du profil de contraintes résiduelles expérimental d'un alliage de titane Ti6Al4V traité avec les conditions du tableau 6 et les profils calculées avec le modèle sans coefficients de calibration, avec les coefficients et avec la méthode Zarka.

316L

Nous avons aussi vérifié le résultat obtenu pour un acier inoxydable 316L, grenaillé avec des conditions ultrasonore et conventionnel (tableau 5). Le modèle par matériau s'adapte aussi

bien au grenaillage ultrasonore qu'au conventionnel. Le modèle Zarka est conçu plutôt pour le grenaillage conventionnel et donc montre des écarts plus importants avec les mesures de contraintes résiduelles induites d'un grenaillage ultrasonore.

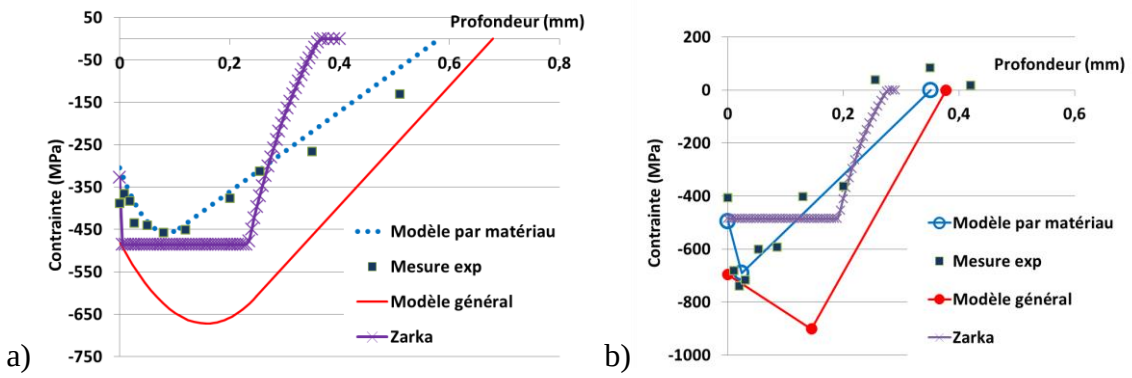


Figure II. 26 Comparaison du profil de contraintes résiduelles expérimental d'un acier inoxydable 316L traité avec les conditions du tableau 6 : a) grenaillage ultrasonore ; b) grenaillage conventionnel

Acier AISI 4340

L'alliage AISI 4340 est un alliage d'acier contenant nickel, chrome et molybdène, utilisé surtout dans des pièces moteur automobiles, en particulier pour les vilebrequins, tiges de piston et arbres de roue. Dans le test, l'alliage a été grenaillé avec des billes en céramique de 0.25 mm de rayon [137]. Les résultats issus des modèles sont assez semblables aux mesures expérimentales, avec une incertitude inévitable dans ce type d'approche. En particulier la première partie du profil est bien respectée, avec une erreur plus importante dans la zone décroissante des contraintes.

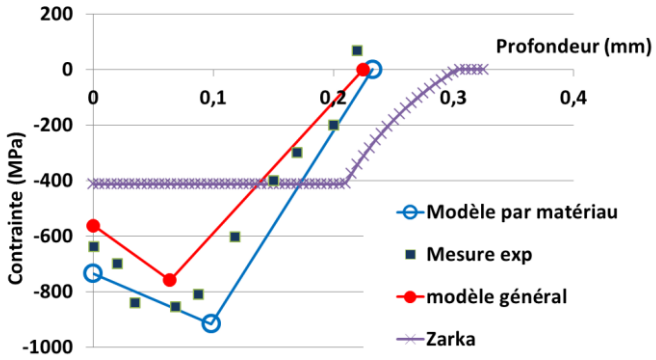


Figure II.27 Comparaison de profils de contraintes résiduelles calculés avec le modèle et les mesures expérimentales pour un acier AISI4340 ;

Inconel 718

Nous avons comparé aussi le modèle avec un profil mesuré expérimentalement sur l'alliage Inconel 718 par J. Davis dans ses travaux de thèse [138] et dont les détails du grenaillage conventionnel qu'il a subi et les propriétés mécaniques des matériaux entrent aussi dans le tableau 6. Ce matériau très utilisé au niveau industriel grâce à sa résistance à l'oxydation et à la corrosion à haute température, trouve sa principale application dans la production de turbines d'avion. Le modèle trace un profil qui respecte assez bien l'allure de la mesure expérimentale, en particulier le modèle spécifique au matériau.

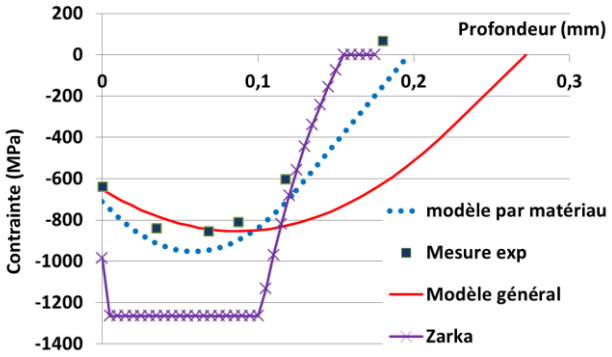


Figure II. 28 Comparaison de profils de contraintes résiduelles calculés avec le modèle et les mesures expérimentales pour l'Inconel 718 ;

Alliage Nickel C-2000

Le dernier test reprend des travaux de A. L. Ortiz [36] sur un alliage à base de Nickel (C-2000), grenaillé de façon conventionnelle. Il n'y a pas un grand nombre de points expérimentaux, mais nous pouvons observer que la tendance du profil dessiné par le modèle respecte l'allure de ces points.

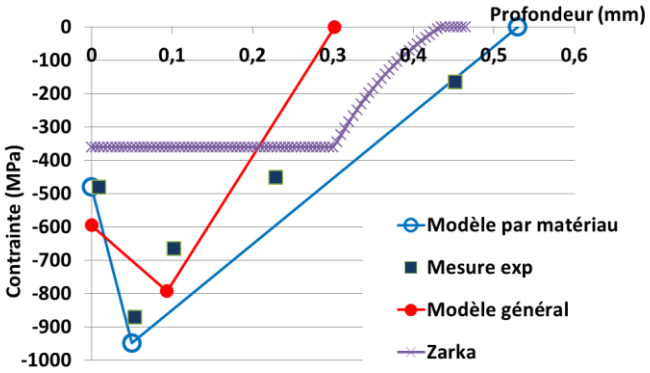


Figure II. 29 Mesure expérimentale comparée avec le modèle général et le modèle par matériau pour un alliage à base de nickel C-2000 ;

D'une manière générale nous constatons qu'avec le modèle spécifique au matériau traité, le résultat est plus précis, aussi bien pour le niveau de contrainte que pour les respectives profondeurs. Le modèle Zarka, dans les tests réalisés, prévoit assez bien les profondeurs pour les matériaux traités par grenaillage classique, par contre sur le niveau de contrainte il y a un décalage souvent important.

Les résultats de la validation du modèle sont assez prometteurs. Relier le modèle à une base de données qui peut s'enrichir, permettra qu'il soit de plus en plus fiable. La possibilité d'utiliser des modèles spécifiques à chaque matériau, rend la démarche encore plus intéressante. Finalement les deux façons de modéliser le profil pour tracer les contraintes en fonction de la profondeur respectent assez bien l'allure des mesures expérimentales. Avec cette section, nous avons complété la première étape pour aboutir à l'objectif principal du chapitre : le chaînage complet du procédé. Nous allons, dans la prochaine section, mettre en place la dernière étape : l'introduction de l'état des contraintes mesurées dans un code éléments finis pour l'étude du comportement de la pièce grenaillée.

II.4 Des contraintes résiduelles à la déformation de la pièce

Dans le chapitre bibliographique nous avons posé le problème d'introduction des contraintes résiduelles dans un massif afin d'étudier l'effet de celles-ci sur le comportement de la pièce à l'aide d'un code éléments finis. Nous avons obtenus le champ de contraintes correspondent aux contraintes mesurées à introduire comme état initial, en fonction des déformations plastiques. Dans cette partie nous allons appliquer la méthode sur deux plaques et sur une roue dentée.

4.1 Test de la méthode d'introduction des contraintes résiduelles

La méthode de calcul d'un état de contrainte initiale et d'introduction dans un code éléments finis pour des calculs de rééquilibrage élastique a été vérifiée sur des plaques minces grenaillées et desquelles les profils de contraintes résiduelles ($\sigma^R(z)$) et les courbures après traitement sont connus. Ces mesures expérimentales sont extraits de la thèse de F. Cochennec [146]. Les plaques sont en alliage d'aluminium Al2024T3 de 200 mm x 300 mm de côtes pour 5 mm d'épaisseur. Une grenaillée sur la totalité de la surface et une autre seulement sur une bande centrale de 50 mm de large (**Figure II.30**).

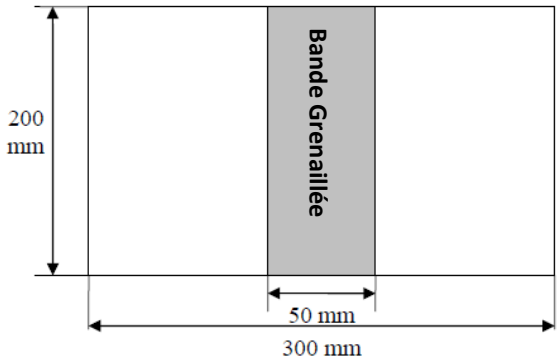
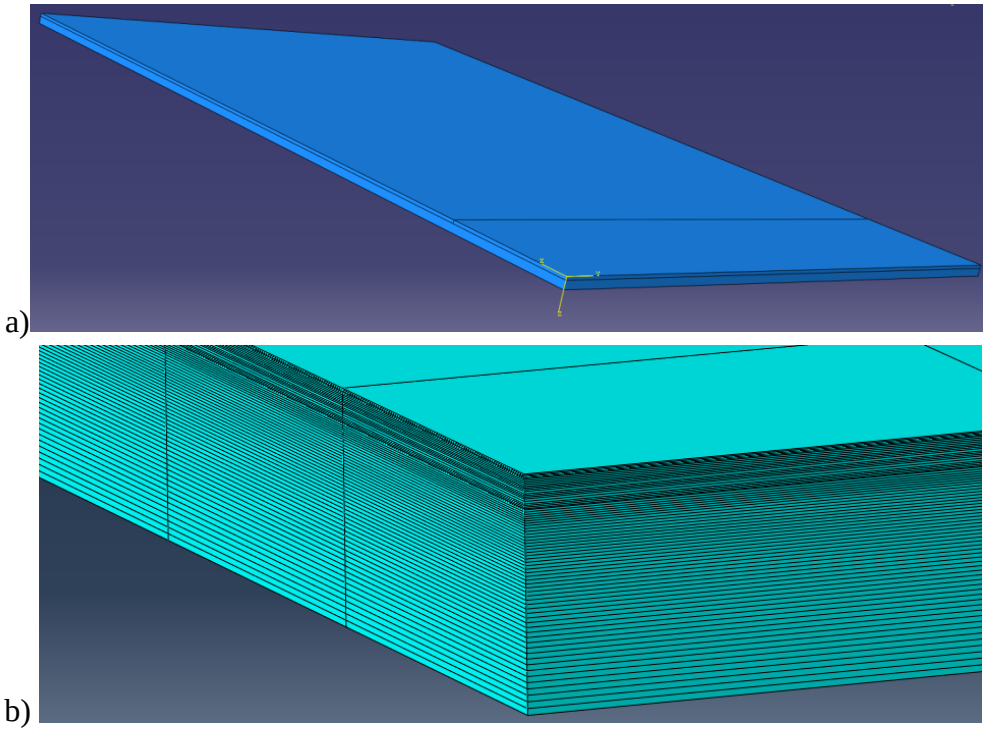


Figure II.30 Géométrie de la plaque utilisée ;

En utilisant donc le profil de contrainte mesuré, avec la démarche complètement analytique développée dans le chapitre I, nous avons calculé le rayon de courbure, et tracer la plaque déformée. Une deuxième démarche a par ailleurs été mise en place avec une simulation numérique de rééquilibrage élastique. À partir du profil de contraintes mesuré, nous avons pu remonter aux contraintes à introduire dans la plaque à l'état initial (Chapitre I équations I.13 et I.14) en utilisant le code éléments finis Abaqus 6.12. En premier lieu la plaque a été modélisée en Abaqus, avec des conditions de symétrie pour rendre le calcul plus rapide et des partitions qui permettent d'introduire plus facilement l'état initial, notamment pour la plaque grenaillée seulement sur une bande centrale. Puis l'état initial a été créé à l'aide d'une subrutine écrite en Fortran, qui impose le champ de contraintes initial via les tenseurs associés, dans la profondeur entre zéro et z_0. Pour z majeur de z_0 la plaque est libre de contraintes au step initial La plaque a été maillée avec des éléments quadrangulaires à huit nœuds (C3D8R), avec une taille progressivement plus petite en extrême surface, dans la zone affectée par le traitement. Que les propriétés élastiques du matériau (Module de Young

=70000MPa et coefficient de poisson =0.3) et la densité = 2700 kg/m^3 sont nécessaires pour ce type de simulation.



a)

b)

Figure II. 31 a) Plaque grenaillé partiellement modélisé avec Abaqus 6.13;b) détail du maillage ;

Ensuite nous avons effectué la simulation avec un calcul élastique et mesuré les déformations de la plaque. Les courbures obtenues avec les deux démarches et pour les deux plaques, ont été comparées avec les mesures expérimentales

Dans la Figure II. 32a et la Figure II. 32b nous avons la longueur de la plaque sur l'axe horizontale, et la flèche sur l'axe verticale. Que soit la plaque grenaillée sur toute la surface, ou celle grenaillée seulement sur une bande centrale, les courbures calculées après rééquilibrage en Abaqus, ou calculées analytiquement représentent bien la courbure expérimentales. À partir de ces résultats, nous pouvons affirmer que la méthode d'introduction est assez fiable, que ce soit avec un calcul analytique ou bien numérique. Quand le grenaillage est partiel sur la pièce, et donc quand le champ de contraintes est présent seulement sur une zone, la méthode numérique est plus adaptée (**Figure II. 32**a) car le logiciel peut prendre en compte l'interaction entre la zone traitée et celle non traitée. Dans le calcul analytique nous nous sommes seulement intéressés à calculer la courbure de la bande grenaillée, pour ensuite tracer la partie non grenaillé avec des droites.

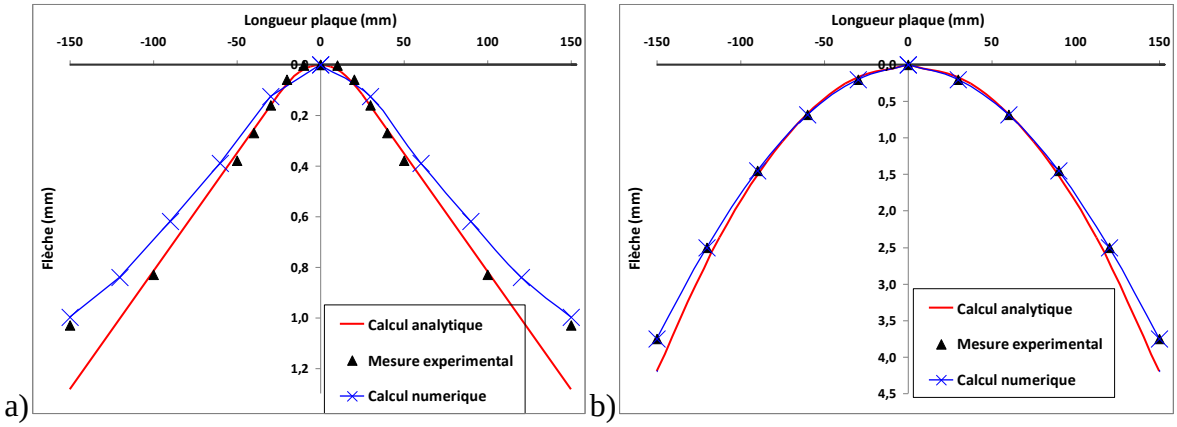


Figure II. 32 a) Comparaison entre les mesures expérimentales, numériques et analytiques de la courbure d'une plaque en aluminium 2024T3 avec une bande centrale mise en compression après grenaillage ; b) Comparaison de la courbure d'une plaque en aluminium 2024T3 mise en compression sur la totalité de la surface après grenaillage ;

Aussi le profil de contrainte après rééquilibrage a été vérifié. Comme il est possible constater dans la figure suivante, le profil de contrainte après équilibrage avec Abaqus, respecte bien celui mesuré.

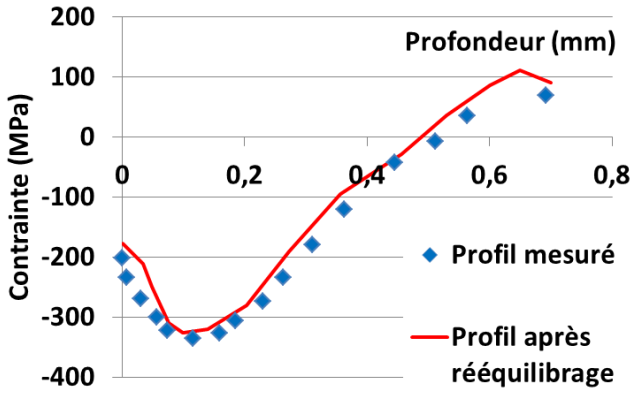


Figure II. 33 Comparaison entre le profil de contrainte mesuré et celui après rééquilibrage après simulation numérique pour la plaque de 5mm d'épaisseur grenaillée partiellement ;

Prendre en compte l'épaisseur de la pièce dans notre démarche élargit la méthode à tout type de pièces. Pour des pièces à géométries simples, grenaillées sur une seule face, le calcul peut être totalement analytique. L'intérêt de la méthode d'utilisation d'un code éléments finis est dû surtout à la possibilité qu'elle offre d'appliquer la démarche à des pièces à géométries complexes. Nous avons, désormais, la possibilité de mettre en place un chaînage complet du procédé avec les étapes suivantes :

1- Simuler la dynamique du procédé de grenaillage avec ShotVisual et récupérer les vitesses d'impacts ;

2- Calculer analytiquement le profil de contraintes résiduelles après grenaillage et celui à introduire dans la pièce comme état initial pour le calcul éléments finis;

3- Effectuer le calcul de rééquilibrage et analyser l'état global de la pièce.

4.2 Application de la méthode sur une pièce à géométrie complexe : Chaînage complet du procédé

Dans cette partie un chaînage complet de la méthode sera appliqué à une pièce à géométrie complexe comme une roue dentée, dans l'objectif de partir des paramètres du procédé pour arriver à la déformation de la pièce. La démarche est quasiment la même que celle qui a été appliquée à la plaque dans le paragraphe précèdent, à cette différence près qu'ici le profil de contraintes final n'est pas mesuré expérimentalement. Celui-ci sera prédit grâce au modèle donné précédemment, à partir des paramètres du procédé. Après avoir modélisé la pièce, et récupéré le maillage, une simulation de grenaillage ultrasonore, dans les conditions indiquées dans le tableau 7, a été réalisée pour connaître le champ de vitesse d'impact sur la pièce. Le procédé a été simulé pendant 150 secondes, ce qui prendra seulement quelques minutes avec un ordinateur portable standard.

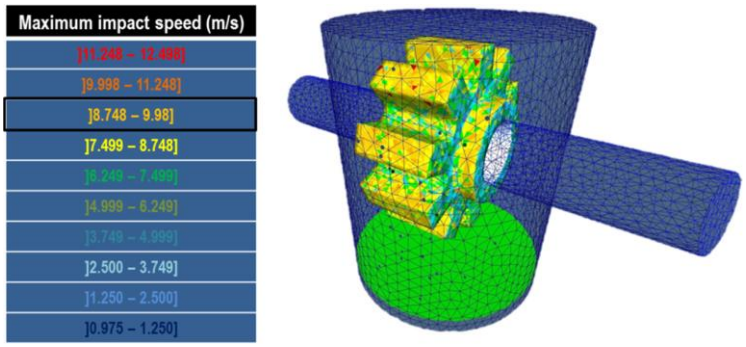


Figure II. 34 Vitesse maximal d'impact

Tableau 9 Conditions de la simulation de grenaillage ultrasonore de la roue dentée ;

Conditions de la simulation du grenaillage	
Vitesse de rotation de la roue (tour/minute)	10
Fréquence de vibration (kHz)	20
Amplitude de vibration (µm)	50
Billes	73 billes en acier 100Cr6 ; D=1.5 mm ; ρ=7800 kg/m^3
Temps (s)	150

La vitesse utilisée dans le calcul analytique du profil de contraintes est la vitesse normale maximale des impacts car ceux-ci sont les impacts qui apportent à la pièce la déformation locale la plus importante, et donc la plus influente au niveau de la contrainte. Dans les conditions de simulation établies, et après analyse de données de sortie de la simulation (Figure II. 34), la vitesse est fixée à 10 m/s. Les propriétés du matériau de la pièce sont : le module de Young E=70000 MPa ; la limite élastique σ_y=260 MPa ; la constante d'écrouissage k= 1600 MPa, la densité ρ_{mat}= 2700 kg/m^3 et le coefficient de Poisson υ=0.3.

Une fois connus tous les paramètres en entrée du modèle, il est possible tracer le profil de contraintes $\sigma^R(z)$ en fonction de la profondeur z. En accord avec les hypothèses de la méthode, le champ de contraintes à introduire à l'état initial est calculé.

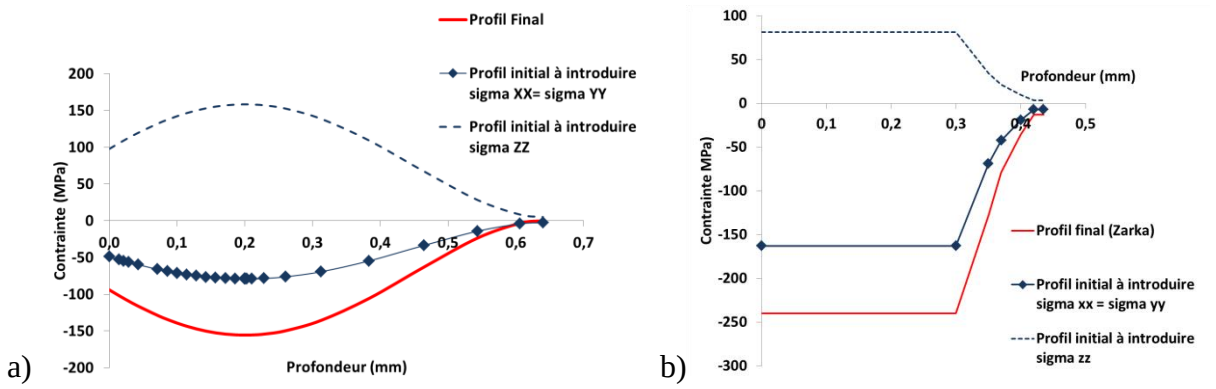


Figure II. 35 Profil de contrainte calculé avec le modèle en rouge (profil final) $\sigma^R_{xx}(z)= \sigma^R_{yy}(z)$; $\sigma^R_{zz}(z)= 0$ avec les champs à introduire pour l'atteindre après rééquilibrage élastique. $\sigma^I_{xx}(z)= \sigma^I_{yy}(z)$ et $\sigma^I_{zz}(z) \neq 0$; a) analyse dimensionnelle ; b) Méthode Zarka ;

Nous avons le choix d'utiliser la méthode de prédiction qui nous convient le mieux. Ici, la méthode Zarka a été choisie car la partie linéaire de la zone de compression permet de réaliser une plus simple introduction de l'état initial dans la CAO dans la pièce. Le calcul de l'état initial a été effectué en considérant la dent comme un massif semi infinis. Une des difficultés pour ce type de géométrie est de proposer un maillage adéquat pour introduire un gradient de contrainte. Ici la géométrie de la dent a été simplifiée en la considérant comme un parallélépipède, puis des partitions adaptées à la taille locale du gradient de contraintes ont étés créées. Ces partitions permettent d'introduire le champ de contraintes localement, dans un repère local défini avec le vecteur normal à la surface pour chaque zone et profondeur.

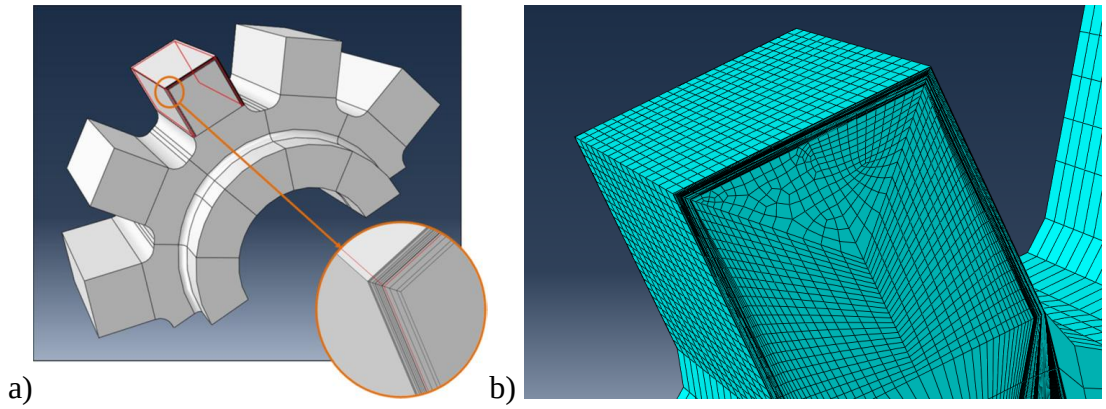


Figure II. 36; a) Introduction de la couche de compression dans un code éléments finis pour calcul de rééquilibrage ; b) résultats en termes de déformations du au contraintes induites par le traitement [147]**;**

Les resultats apres rééquilibrage sont présentés dans la Figure II. 37. Le champs de contraintes est différent selon la zone observée, mettant en évidence une important complexité. La Figure II. 37 presente la composante σ_{yy} du champ de contrainte exprimée dans le repere global de la piéce et dans une section au milieau de la dent. Des zones à faibles contraintes de compression et des zones de concentration de contraintes de traction sont identifiées dans les coins (Figure II. 37 et Figure II. 38). En effet, en regardant la Figure II. 38a et la Figure II. 38b, localement – notamment au centre de la dent – les résultats sont proches d'un massif semi inifis, sur les bords cette condition n'est pas vérifiée. Même si le traitement est consideré homogene, la surface plane, seulement localement nous avons les resutats attendu pour un

massif semi-infinis, l'équilibre global de la structure peut changer drastiquement le champs de contraintes résiduélles. Ceci peuvent avoir un impact considerable dans la prédiction de la fatigue.

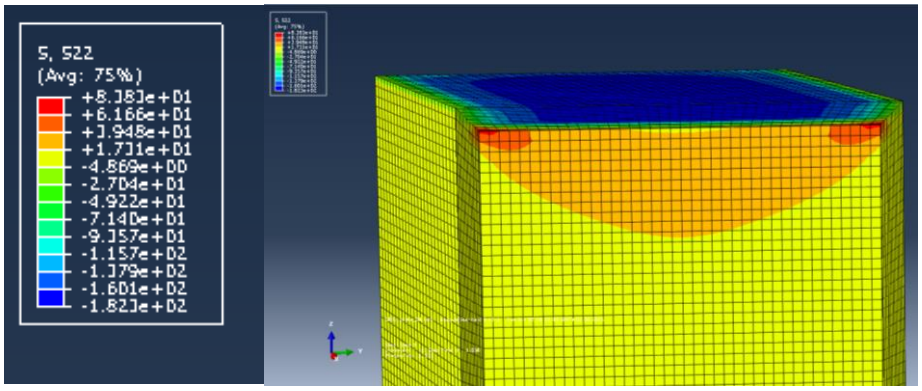


Figure II. 37 détail de la contrainte σ_{xx} sur une section de la dent ;

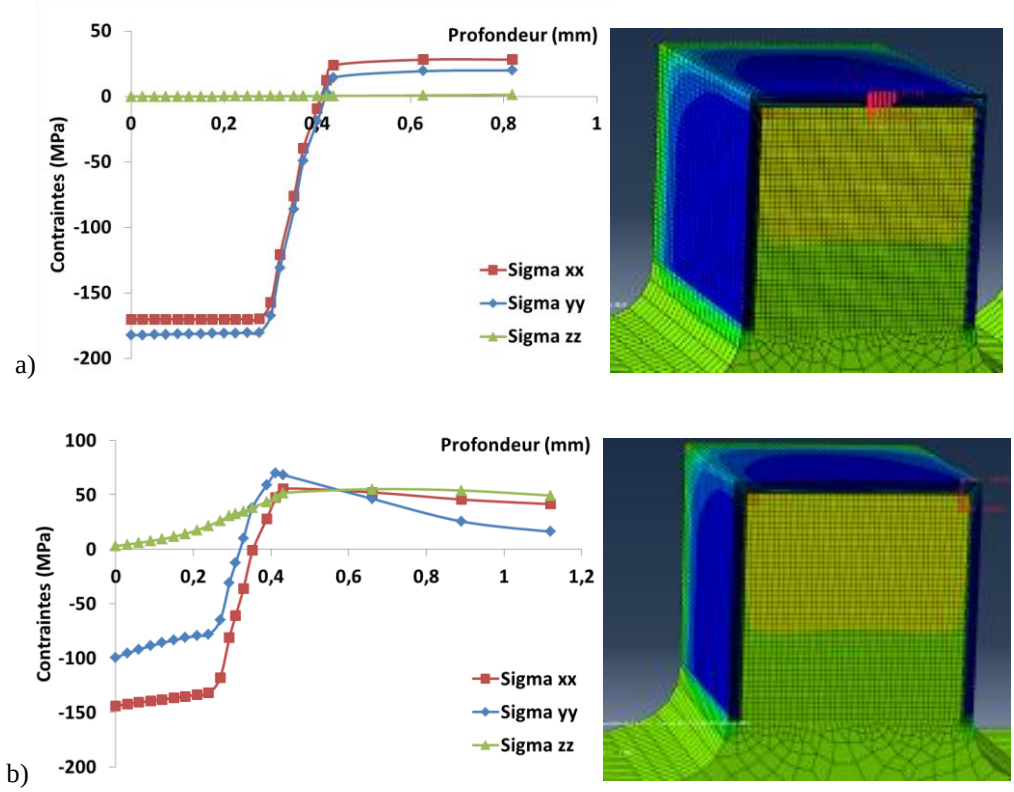


Figure II. 38 Profils de contraintes selon les directions x, y et z en référence à la figure 10 ;a) au centre de la dent ; b) sur le bord ;

Un chaînage complet de simulations et calculs analytiques a été présenté. Partir des paramètres du procédé pour arriver à la pièce déformée est une démarche relativement simple et rapide, et globalement assez intéressant. Les analyses des résultats sur une pièce à géométrie complexe soulignent l'importance de ce type d'approche. Des efforts pour automatiser l'introduction des contraintes résiduelles à l'état initial sont encore nécessaires. La perspective de pouvoir ajouter une dernière étape de simulation de la fatigue de la pièce est très captivante.

II.5 Synthèse

Dans ce chapitre l'objectif était d'obtenir un chaînage complet du procédé de grenaillage via des modèles analytiques et des simulations. Nous avons conçu un modèle pour prévoir les contraintes résiduelles dans une pièce grenaillée, puis pour connaitre l'effet de ces contraintes dans la pièce. Une méthode de prédiction de l'état de déformation après grenaillage exclusivement analytique et une autre numérique ont été proposées. L'intérêt de prendre en compte l'état initial de la pièce, qu'il soit dû au grenaillage ou au procédé de fabrication, est très important car cela peut être non négligeable pour toutes études du comportement mécanique du matériau, lors d'analyse de la fatigue par exemple. L'analyse dimensionnelle est une méthode assez puissante et relativement simple pour la conception des équations. La difficulté est de choisir et de regrouper des variables, ici à l'aide d'un outil numérique. La base de données a elle-aussi son importance : plus elle est riche, plus les résultats du modèle dont nous disposons seront précis, allant du grenaillage classique à l'ultrasonore. La possibilité d'utiliser la base de données pour un seul matériau, rend l'utilisation de cette méthode très intéressante. La difficulté est de connaître les paramètres d'entrée des procédés, en particulaire la vitesse d'impact, pas toujours connue et que nous pouvons déterminer grâce au logiciel ShotVisual. Pour parvenir à un modèle adaptable à tous types de matériaux, il a été conçu de façon évolutive : le modèle s'adaptant au type de matériau via des coefficients appelés $\gamma_{matériau}$. Les tests de validation ont été réalisés par des comparaisons avec des mesures expérimentales et le modèle analytique de Zarka. Les résultats sont encourageants. À titre d'exemple, l'utilisation du modèle a été proposée pour une étude paramétrique sur les conditions de grenaillage, mettant en place une série des calculs exclusivement analytiques pour observer l'évolution du profil de contraintes en fonction du rayon de la bille ou de la vitesse d'impact. La méthode d'introduction du champ de contraintes initial a aussi été testée, en comparant les résultats avec des mesures expérimentales sur une plaque en aluminium. Les deux approches de calcul de la déformation, analytique et numérique, ont montré la bonne fiabilité de la démarche proposée. Puis un exemple d'utilisation de la méthode sur une pièce complexe telle que peut être une roue dentée a été menée, depuis la simulation de la dynamique du procédé de grenaillage jusqu'à l'effet de sur la pièce. Nous parvenons ainsi à l'objectif principal du chapitre, c'est-à-dire la possibilité d'avoir un chaînage complet de simulation, partant des paramètres du grenaillage et des propriétés des matériaux, pour arriver à la pièce déformée dans une série de modèles analytique et numérique [147]. Grâce à cette approche, nous avons pu faire une analyse de l'effet du grenaillage sans passer par les modèles numériques de prédiction des contraintes résiduelles. Ceux-ci en effet, demandent une dépense de ressources informatiques et de temps de calcul souvent assez conséquent. En vue de tous les facteurs qui peuvent influencer les modèles numériques (géométrie, maillage, conditions aux limites, loi de comportement etc.) les résultats sont à toujours prendre avec un regard critique, et finalement un modèle analytique peut donner des résultats aussi fiables mais d'une façon instantanée. Une étape suivante, très intéressante à ajouter, serait la simulation de la résistance à la fatigue à partir de l'état grenaillé de la pièce.

CHAPITRE III : Optimisation du procédé de grenaillage ultrasonore

III.1 Introduction

Dans ce chapitre l'objectif est l'optimisation du procédé de grenaillage ultrasonore à l'aide de mesures expérimentales et de simulations du procédé avec le logiciel ShotVisual conçu en interne au LASMIS [102], [107], [148].

Une première section sera dédiée à la mesure et à l'étude de l'influence des coefficients de restitution sur la fiabilité des résultats. Une analyse de sensibilité en les faisant varier autour de leur valeur réelle sera réalisée. Puis le logiciel a été testé en faisant des comparaisons entre des simulations et des mesures expérimentales, en prenant comme référence des plaques Almen.

La deuxième section est une analyse expérimentale du procédé de grenaillage. Dans la partie expérimentale sera observée l'évolution de l'intensité du traitement et du temps de saturation en fonction des paramètres opératoires du procédé, comme la distance pièce/sonotrode, la taille des billes et l'amplitude de vibration de la sonotrode.

Dans la a troisième partie une étude numérique sur l'influence des types de matériaux utilisés dans la conception du dispositif de grenaillage, et sur l'optimisation du nombre de billes dans l'intention d'avoir une méthode simple et efficace pour connaitre le nombre optimal de billes sans faire des tests préliminaires sera réalisé.

Puis la section quatre conclu le chapitre avec deux exemples de simulation de grenaillage ultrasonore sur des pièces complexes.

III.2 Optimisation des paramètres de la simulation de la dynamique des billes

Le grenaillage ultrasonore a lieu dans une chambre fermée, où sont situées les billes et la pièce à traiter [1] (chapitre I, section I.2). Comprendre ce qui se passe à l'intérieur de la chambre est important pour l'analyse et l'optimisation du procédé. Nous avons la possibilité de rentrer dans cette "boîte noire" grâce à l'utilisation du logiciel Shot Visual. Comme déjà présenté dans le chapitre 1, dans ce logiciel, les collisions sont prises en compte via la dissipation de l'énergie décrite en fonction de la vitesse d'impact par les coefficients de restitution [5]. Les coefficients de restitution ont une grande importance, et il est nécessaire d'effectuer des mesures expérimentales pour les identifier. Tous les coefficients utilisés dans les simulations sont mesurés expérimentalement et leur analyse aura un rôle très important dans le processus de compréhension et d'optimisation du procédé. L'optimisation sera effectuée avec une étude sur la dynamique des billes et sur la perte d'énergie pendant les impacts.

2.1 Identification expérimentale du coefficient de restitution

Nous avons vu dans le chapitre bibliographique (section I.4) l'importance des coefficients de restitutions (C_r) et comment ils varient en fonction de la vitesse d'impact de la bille. Dans certains modèles, notamment dans les premières approches de modélisation de la dynamique des billes [100], l'énergie dissipée durant un impact étaient prise en compte avec des coefficients de restitution constantes. Depuis, différentes études ont montré la dépendance des coefficients de la vitesse d'impact [5]. Pour obtenir cette dépendance, nous avons réalisé des mesures expérimentales à différentes vitesses d'impact. Nous allons montrer que si nous mettons en relations le Cr avec la vitesse d'impact nous pouvons designer deux zones : une zone viscoélastique et une zone inélastique. Ces deux zones révèlent les paramètres V_0, C_0 et n (chapitre I section 4.2). La mesure du coefficient de restitution a été réalisée à l'aide d'une caméra digitale qui filme une bille tombant en chute libre sur le matériau cible à partir d'une hauteur h_1. Avec la caméra nous avons enregistré la hauteur du rebond h_2 après impact (**Figure III. 1**). Nous pouvons ensuite déterminer la vitesse par la relation :

$$\boldsymbol{V = \sqrt{2gh}} \qquad \text{(III. 74)}$$

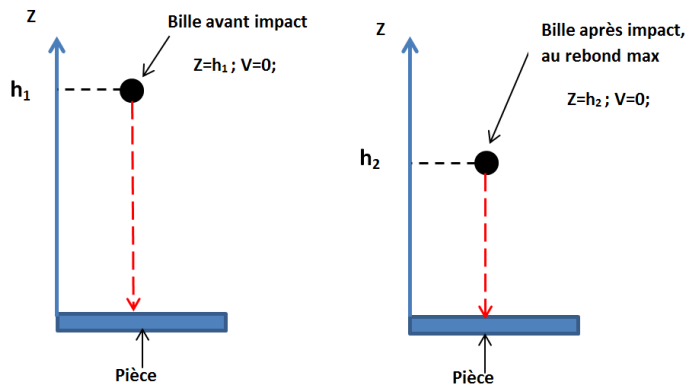


Figure III. 1 Mesure du coefficient de restitution. Bille en chute libre d'une hauteur h_1, et détection de la hauteur maximale de rebond h_2 ;

La mesure a été répétée pour plusieurs hauteurs, de façon à avoir des vitesses d'impact entre 0.5 m/s et 6 m/s. Grâce à l'analyse des images et la relation III.1, nous avons obtenu les vitesses avant et après impact qui permettent le calcul du C_r comme suit:

$$C_r = \frac{V_{rebond}}{V_{impact}} \qquad \text{(III. 75)}$$

Une étude expérimentale a permis d'identifier la valeur de ces coefficients de restitution en fonction de la vitesse d'impact pour différents matériaux impactés avec une bille en acier 100Cr6 de 3 mm: La liste des matériaux testés est dans le tableau suivant. Les valeurs des C_r ont été tracées en fonction de la vitesse d'impact et la distribution des points a été ensuite étudié pour identifier la vitesse seuil V_0, qui indique le passage d'une zone viscoélastique à une zone inélastique, ainsi que les paramètres C_0 et n (chapitre I p.52)

Tableau 10 Coefficients de restitution mesurés pour la liste de matériaux avec une billes en aceir de 3 mm, laissée tombé en chute libre à plusieurs reprise à differents huteurs.

Matériaux	V_{imp}
Acier Hyper trempé	Entre 0.5 et 6 m/s
Poly Ethylène Haut Densité (PEHD)	Entre 0.5 et 6 m/s
316L	Entre 0.5 et 5.5 m/s
Aluminium 7075T13	Entre 0.5 et 4.5 m/s
Plexiglass	Entre 0.5 et 4.5 m/s
TA6V	Entre 0.5 et 4.5 m/s
Inconel 718	Entre 0.5 et 6 m/s

Nous avons donc tracé l'évolution du coefficient de restitution en fonction de la vitesse d'impact. Chaque point correspond à un test, c'est-à-dire un impact à une vitesse donnée et une vitesse de rebond calculée. Les mesures sont présentées dans les graphiques suivants :

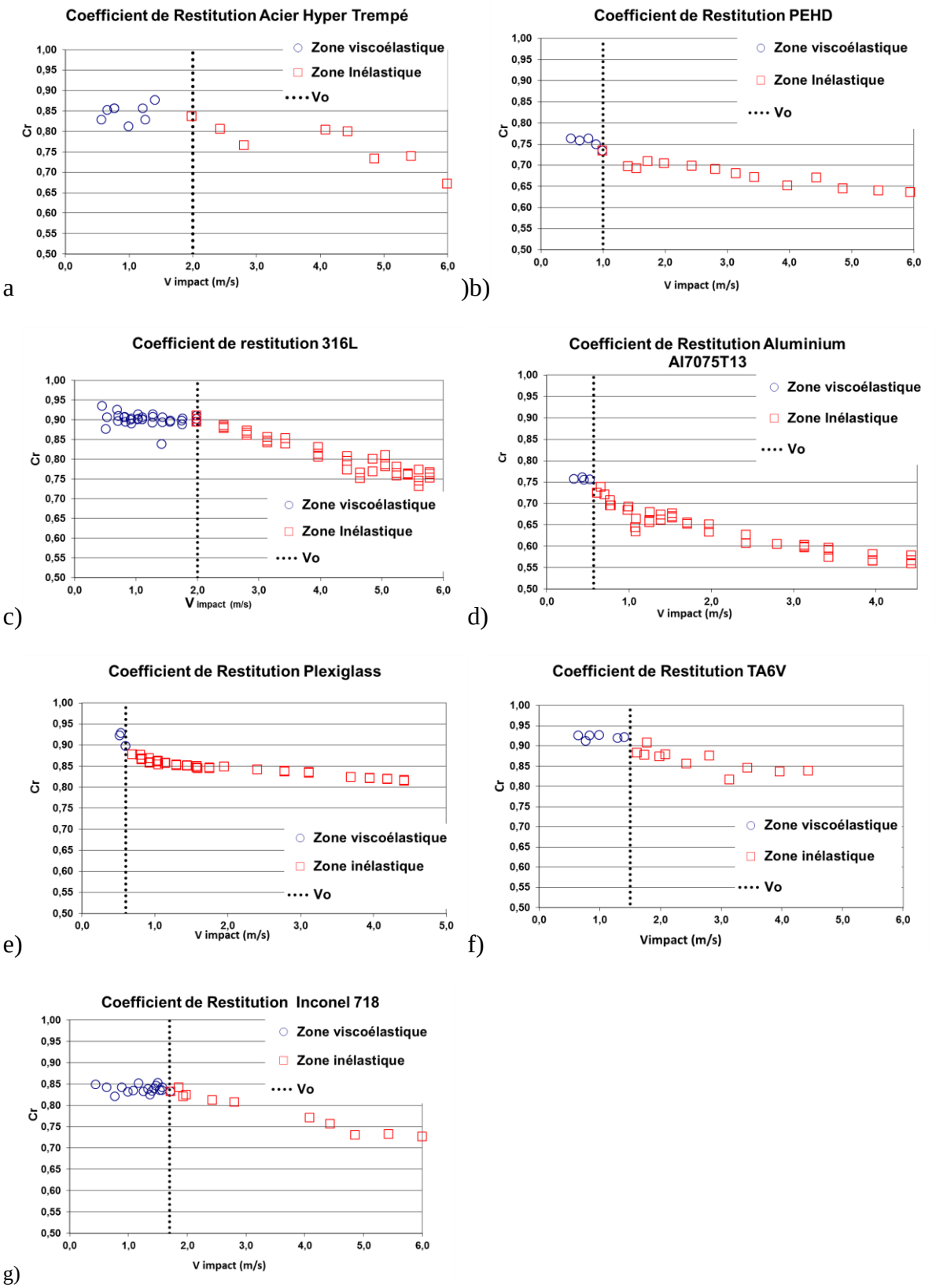


Figure III. 2 Evolution du coefficient de restitution en fonction de la vitesse d'impact. Tests réalisés avec une bille en acier 100Cr6 de 3 mm. Les cercles et les carrés représentent les valeurs expérimentales, séparés par la ligne pointillée qui représente la vitesse seuil V_0 ; a) Acier Hyper Trempé ; b) PEHD ;c)316L ; d) Aluminium 7075T13 ; e) Plexiglass ; f) TA6V ; g) Inconel 718 ;

L'alliage d'aluminium est celui qui absorbe le plus d'énergie pendant l'impact, suivi par le polyéthylène à haut densité. Les matériaux qui restituent le plus d'énergie après impact sont l'alliage de titane TA6V et le plexiglass. Les autres matériaux se situent entre eux.

2.2 Modélisation du coefficient de restitution

Dans toutes les mesures expérimentales (**Figure III. 2**) présentées dans les figures III.2 nous pouvons distinguer deux zones différentes qui correspondent à la zone viscoélastique et à la zone inélastique, séparées par la vitesse seuil V_0.

Des fonctions ont été associées à la distribution des points expérimentaux, de façon à établir une relation entre le coefficient de restitution et la vitesse d'impact qui sera le modèle utilisé par le logiciel pendant la simulation. Les mesures sont utiles pour l'identification de paramètres C_0, V_0 et n utilisés dans le modèle (chapitre 1).

Mathématiquement, nous obtenons la répartition suivante :

$$C_r(V_{imp}) = \begin{cases} C_0 & Si\ V_{imp} < V_0\ (viscoélastique) \\ A(V_{imp})^n & Si\ V_{imp} > V_0 (inélastique) \end{cases} \quad \text{(III. 76)}$$

En sachant que $C_0 = \frac{V_{rebond}}{V_{impact}}$ et que pour $V_{imp} = V_0$ le coefficient de restitution prend la forme :

$$Cr = A(V_0)^n \quad \text{(III. 77)}$$

Il est désormais possible connaitre la valeur de la constante A :

$$A = \frac{C_0}{V_0^n} \quad \text{(III. 78)}$$

La valeur de n sera celle retrouvé expérimentalement à l'aide de la courbe de tendance qui décrit la distribution des points dans la zone inélastique.

Depuis ces observations, le modèle utilisé dans les simulations sera :

$$C_r(V_{imp}) = \begin{cases} C_0 & Si\ V_{imp} < V_0\ (viscoélastique) \\ C_0\left(\frac{V_{imp}}{V_0}\right)^n & Si\ V_{imp} > V_0 (inélastique) \end{cases} \quad \text{(III. 79)}$$

Dans cette équation, nous voyons que les coefficients de restitutions vont directement dépendre des variables C_o, V_o et n, propres à chaque couple de matériaux. Ceux-ci sont résumés dans le tableau suivant :

Tableau 11 Paramètres des coefficients de restitution après mesures expérimentales ;

Liste des paramètres du Cr par matériaux			
Matériaux	**C_0**	**V_0**	**n**
Acier Hyper trempé	0.86	2	-0.13
Poly Ethylène Haut Densité (PEHD)	0.75	1	-0.07
316L	0.9	2	-0.177
Aluminium 7075T13	0.76	0.57	-0.12
Plexiglass	0.92	0.6	-0.04
TA6V	0.92	1.5	-0.07
Inconel 718	0.84	1.7	-0.109

Dans la **Figure III. 3** les coefficients de restitution pout tous les matériaux testés ont été tracés avec les modèles des équations III.76 et à partir des C_o, V_o et n identifiés expérimentalement.

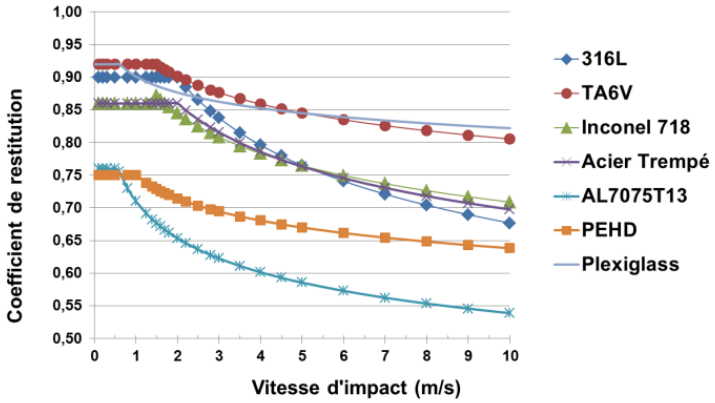


Figure III. 3 Comparaison entres les coefficients de restitution en fonction de la vitesse d'impact d'une bille de 3 mm tracés analytiquement avec les modèles III.6 et les paramètres respectifs listés dans le tableau 2 ;

2.3 Analyse numérique de sensibilité des coefficients de restitution

La connaissance des paramètres C_0, V_0 et n du coefficient de restitution est primordiale pour la simulation du grenaillage via ShotVisual. Cette partie est consacrée à l'étude de l'influence du coefficient de restitution C_r sur la qualité de la simulation. Nous avons analysé séparément l'effet de la variation de chaque paramètre (C_0, V_0 et n) des éléments du procédé de grenaillage (Pièce, Enceinte, Sonotrode et Billes) sur la vitesse moyenne d'impact (Vn_{moy}) et sur le nombre d'impacts sur la pièce à traiter (Nb_{Imp}). Nous avons a fait varier ceux-ci autour des valeurs retrouvées expérimentalement et à chaque variation a été réalisée une simulation. Pour une meilleure compréhension, les graphes des résultats sont présentés en pourcentage de variation de Vn_{moy} et Nb_{Imp} en fonction du pourcentage de changement de variation de n, C_0 et V_0. Les pourcentages sont calculés en prenant comme référence les valeurs du coefficient de restitution mesuré expérimentalement, et les résultats que celui-ci donne en termes de Vn_{moy} et Nb_{imp}. Ces simulations ont été réalisées pour une intensité Almen équivalente à 23A sur un alliage de titane Ti-6Al-4V, avec une sonotrode circulaire de 70 mm de diamètre du même alliage, et des billes en acier inoxydable 100Cr6 dans une chambre en acier trempé. Le réglage des paramètres du procédé pour avoir une intensité de 23A est présentée dans le tableau 3. Ensuite les simulations ont été répétées avec une intensité Almen plus faible, 15A. Les détails pour atteindre cette intensité restent les mêmes que sur le **Tableau 12**.

Tableau 12 Paramètres utilisés pour les simulations ;

Détails des simulations	
Matériaux billes	Acier
Diamètre billes	3 mm
Fréquence de vibration	20 kHz
Diamètre sonotrode	70 mm

Dans le tableau suivant sont présentés les détails des valeurs des paramètres utilisés pour l'étude de sensibilité. Les valeurs en rouge présentes dans le **Tableau 13** dans la ligne appelée N sont les valeurs réelles mesurées expérimentalement entre une bille en acier et le matériau du component du dispositif. Les résultats de cette simulation seront pris comme référence pour le calcul des pourcentages de variation. Les valeurs des colonnes *N-1* et *N-2* sont plus petits des valeurs mesurées pour prendre en compte l'effet d'une sous-estimation des paramètres, et les *N+1* et *N+2* en revanche augmentées pour vérifier l'effet d'une surestimation. A chaque ligne du tableau correspond une simulation. Les colonnes en jaune représentent le paramètre que nous sommes en train de faire varier, et de quel composant du dispositif (Chambre, Sonotrode, Pièce ou Billes). Le temps de traitements simulé était de 15 seconds, avec un temps de calcul pour le CPU de quelques minutes.

Tableau 13 Matrice d'essais numériques pour l'analyse de l'influence des paramètres du coefficient de restitution *(n, C_0 et V_0)* de la chambre, la pièce, la sonotrode et le billes sur les résultats. ;

Paramètre	niveau	Pièce			Chambre			Sonotrode			Bille		
		n	*Co*	*Vo*	*n*	*Co*	*Vo*	*n*	*Co*	*Vo*	*n*	*Co*	*Vo*
Simulation de base	**N**	**0.07**	**0.92**	**1.5**	**0.13**	**0.85**	**2**	**0.07**	**0.92**	**1.5**	**0.13**	**0.9**	**2**
n	N-2	0.02	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-1	0.05	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+1	0.1	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+2	0.15	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-2	0.07	0.92	1.5	0.05	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-1	0.07	0.92	1.5	0.08	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+1	0.07	0.92	1.5	0.17	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+2	0.07	0.92	1.5	0.2	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.02	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.05	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.1	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.15	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.05	0.9	2
	N-1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.08	0.9	2
	N+1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.17	0.9	2
	N+2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.2	0.9	2
C_0	N-2	0.07	0.8	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-1	0.07	0.86	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+1	0.07	0.95	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+2	0.07	0.98	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.75	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.8	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.95	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.8	1.5	0.13	0.9	2
	N-1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.86	1.5	0.13	0.9	2
	N+1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.95	1.5	0.13	0.9	2
	N+2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.98	1.5	0.13	0.9	2
	N-2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.8	2
	N-1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2
	N+1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.95	2
	N+2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.99	2
V_0	N-2	0.07	0.92	1	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-1	0.07	0.92	1.25	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+1	0.07	0.92	1.75	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+2	0.07	0.92	2	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	1.5	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	1.75	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2.25	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N+2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2.5	0.07	0.92	1.5	0.13	0.9	2
	N-2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1	0.13	0.9	2
	N-1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.25	0.13	0.9	2
	N+1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.75	0.13	0.9	2
	N+2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	2	0.13	0.9	2
	N-2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.8	1.5
	N-1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	1.75
	N+1	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.95	2.25
	N+2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.85	2	0.07	0.92	1.5	0.13	0.99	2.5

Dans les figures ci-dessous nous avons les représentations des résultats en pourcentage de variation par rapport aux résultats retrouvés dans la simulation de base de la ligne N du tableau 13. Dans les images de gauche (a, c, e) l'analyse des paramètres est faite en regardant la vitesse normale moyenne d'impact, celles à droite (b, d, f) le nombre d'impacts. Le paramètre que nous voulons analyser est en axe x. Pour chaque graphique le paramètre a été fait varier pour tous les éléments du dispositif (chambre, pièce, sonotrode et billes). Ensuite nous regardons de quel pourcentage la vitesse d'impact ou le nombre d'impact change en fonction du pourcentage de variation du paramètre. Le premier paramètre analysé est l'exposant *n* de l'équation III.76 qui décrit le comportement du coefficient de restitution dans la zone inélastique. Puis la même analyse a été réalisée pour les paramètres C_0, qui est un indicateur direct de l'énergie perdue pendant un impact, et V_0, qui indique le passage de la zone élastique à la zone inélastique.

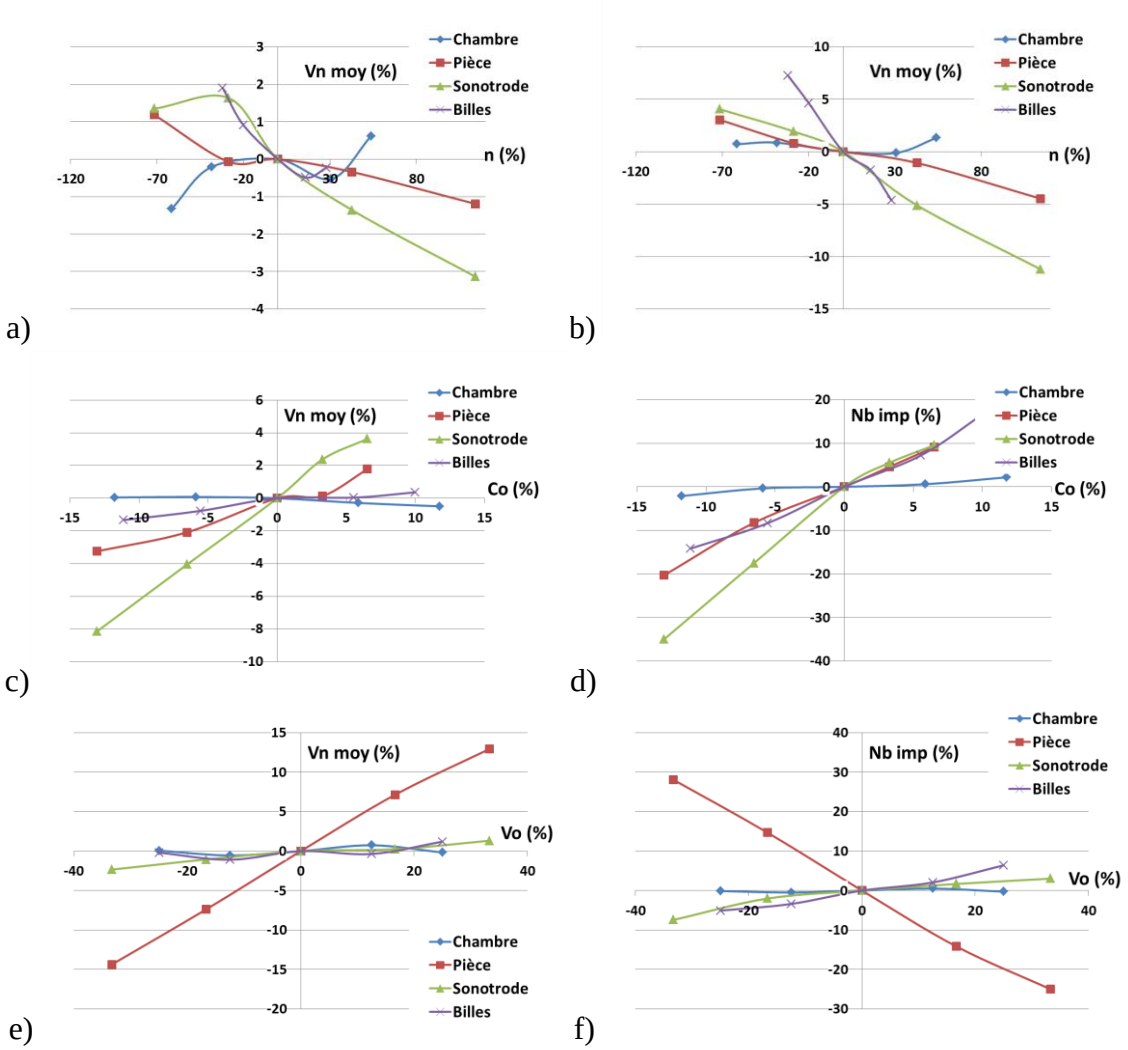


Figure III. 4 a) évolution de la vitesse d'impact en fonction du paramètre n ; b) évolution du nombre d'impacts en fonction du paramètre n ; c) évolution de la vitesse d'impact en fonction du paramètre C_0 ; d) évolution du nombre d'impacts en fonction du paramètre C_0 ; e) évolution de la vitesse d'impact en fonction du paramètre V_0 ; f) évolution du nombre d'impacts en fonction du paramètre V_0 ;

Nous pouvons constater que l'impact de *n* est très faible comme l'attestent les courbes de la figure III.4, les évolutions sont minimes. Même en augmentant de 100 % la valeur de *n*, les variations de Nb_{imp} et Vn_{moy} ne dépassent pas 10 %. Nous pouvons observer aussi que la

connaissance du facteur *Co* est requise principalement pour les éléments Pièce, Bille et Sonotrode (jusqu'à 35 % d'écart en nombre d'impact par rapport à sa valeur mesurée pour la sonotrode). Le C_0 pour la sonotrode représente l'énergie que la bille perd dans l'impact avec elle. Il est donc normal que le C_0 de la sonotrode influence beaucoup le nombre d'impacts car si la sonotrode restitue moins d'énergie à la bille, elle aura une vitesse plus faible et donc globalement moins d'impact capable de plastifier la pièce [6], [8]. En ce qui concerne la précision requise de V_0, nous voyons qu'elle est critique sur la pièce, responsable du changement du nombre d'impacts jusqu'à 25 %. En conclusion, nous pouvons dire que l'influence de *n* sur la simulation est négligeable. La fiabilité de la simulation n'en sera pas affectée de manière importante. Plus important sera connaitre V_0 et C_0. En effet ces deux facteurs du coefficient de restitution se révèlent beaucoup plus influents.

Pour l'intensité 15A nous pouvons constater que les évolutions sont identiques à l'intensité 23A et simplement inversement proportionnelles. C'est-à-dire qu'en diminuant l'intensité du traitement, l'influence des paramètres du coefficient de restitution sur les vitesses et sur le nombre d'impacts augmente. En conclusion, une intensité plus importante limite les erreurs que peuvent susciter dû à l'imprécision du paramètre V_0 des coefficients de restitution. Par contre, l'intensité du traitement n'a pas beaucoup d'effet sur la précision du paramètre C_0 (Figure III. 5)

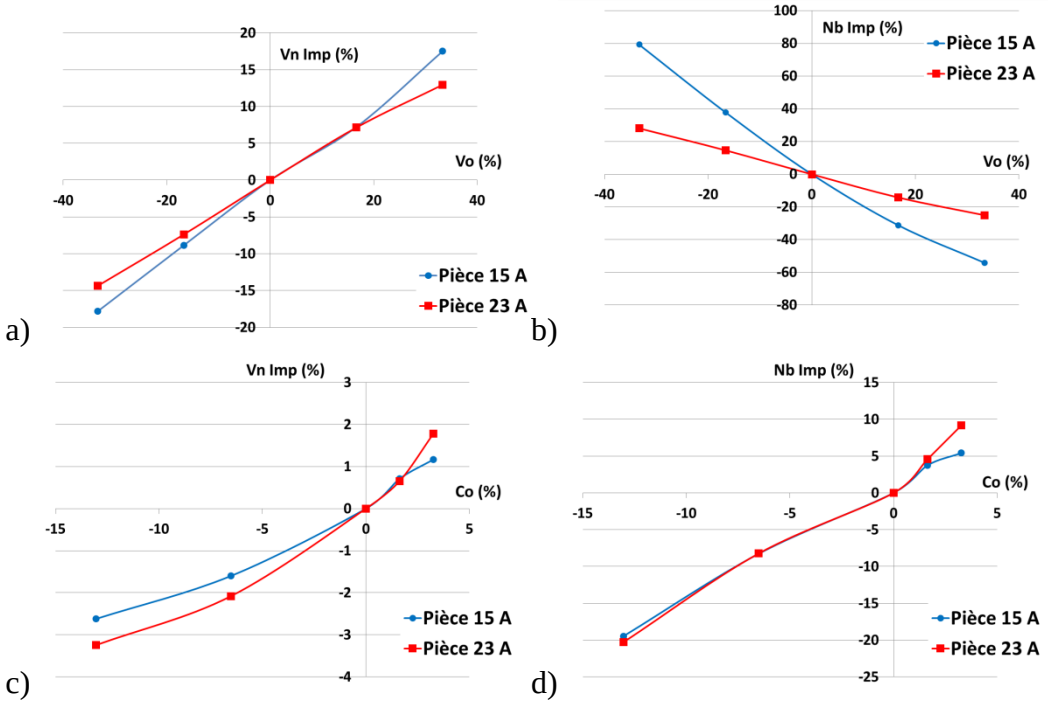


Figure III. 5 a) Comparaison des évolutions des vitesses normales d'impact en % en fonction de V0 en % pour les intensités 15A et 23A ; b) Comparaison des évolutions du nombre d'impacts en % en fonction de V0 en % pour les intensités 15A et 23A ;

Le dépouillement des résultats a permis de comprendre l'influence des paramètres C_0, V_0 ou *n* pour chaque élément et pour deux intensités. Ces paramètres sont considérés comme critiques lorsque leur modification apporte de grands changements de valeurs dans les paramètres finaux du traitement de grenaillage comme le nombre d'impacts et la vitesse d'impact des billes. Le Tableau 14 résume l'influence de ces différents paramètres par plage de 10 % avec

un code couleur. Le paramètre qui affecte le plus les résultats est la valeur V_0 de la pièce à traiter, puis le C_0 de la sonotrode. En générale les V_0 *et* C_0 de tous les éléments du dispositif sauf de la chambre, ont un impact sur les résultats. L'influence des paramètres est intensifiée pour les intensités de traitement plus faibles.

Tableau 14 Tableau récapitulatif des influences en plages de %

		Chambre		Pièce		Sonotrode		Billes	
		15A	23A	15A	23A	15A	23A	15A	23A
Vn_{imp}	C_0								
	V_0			+	+				
Nb_{imp}	C_0			+	++	+++	+++	++	+
	V_0			++++	++				

: - de 10 %
: de 10 % à 20 %
: de 20 % à 30 %
: de 30 % à 40 %
: + de 40 %

2.4 Corrélation entre résultats obtenus par simulation et résultats expérimentaux via les flèches Almen

La fiabilité du logiciel a été testée avec une série de simulations et des résultats expérimentaux en utilisant comme échantillon des plaques Almen [2] afin d'avoir comme moyen de comparaison la flèche de la plaque courbée sur l'effet du traitement. Nous allons réaliser des simulations de traitements avec différentes distances pièce-sonotrode. Puis, une fois les résultats analysés, une série de distances seront choisies dans une gamme qui permet d'avoir des vitesses d'impact moyennes similaires sur la pièce. L'idée est de déterminer grâce aux simulations le temps nécessaire aux diverses configurations choisies pour obtenir le même nombre d'impacts (et donc le même taux de recouvrement), puis d'effectuer expérimentalement les traitements avec ces temps. En pratique nous pouvons considérer que, puisque les vitesses d'impact sont similaires dans les configurations choisies, et que les temps utilisés permettent d'avoir le même nombre d'impacts à chaque distance, les plaques traitées expérimentalement doivent avoir les mêmes courbures si les résultats des simulations sont corrects.
D'une manière générale la présente analyse peut être divisée en deux parties :

- La première partie numérique a pour objectif de retrouver premièrement une gamme de distance pièce sonotrode où les vitesses d'impact ne soient pas trop différentes, puis, retrouver les temps nécessaires à chaque distance pour atteindre à peu près les même nombre d'impact sur la pièce.
- Dans les deuxièmes parties, les distances et les temps d'impact identifiés numériquement, seront prix comme conditions expérimentales pour le grenaillage ultrasonore des plaques Almen.

A la suite des tests, numériques et expérimentaux, sera possible confronter les flèches Almen.

Numérique
Les simulations ont été réalisées avec 181 billes de 3 mm de diamètre en acier 100Cr6, une amplitude de vibration de +/- 12 µm avec une sonotrode circulaire en alliage de titane. Cela avec les coefficients de restitution propres à chaque couple de matériaux impliqués. Nous avons donc simulé le traitement de grenaillage pour différents distances pièce-sonotrode pendant 20 secondes. Cette première série de simulations a été réalisée avec le plan d'expériences suivant :

Tableau 15 Matrice d'expérience numériques, des différents distance pièce-sonotrode utilisées dans les simulations ;

Test	0	1	2	3	4	5	6	7
Distance pièce /sonotrode (mm)	10	15	20	25	30	35	60	100

Avec les résultats issus des simulations, nous avons amené un 'étude de l'évolution des vitesses d'impact et du nombre d'impacts en fonction de la distance pièce-sonotrode.
En observant les résultats, nous pouvons remarquer deux choses : que le nombre d'impact diminue quand la pièce est plus éloignée et que la vitesse moyenne d'impact ne sont pas trop affectée par la distance.

Tableau 16 Résumé des résultats de l'étude ;

Test	0	1	2	3	4	5	6	7
Distance (mm)	10	15	20	25	30	35	60	100
Vn_{moy} (m/s)	3,07	2,99	2,99	2,97	2,95	2,96	2,95	2,9
Nb_{imp}	51126	23233	14641	10550	8392	6823	3792	2025

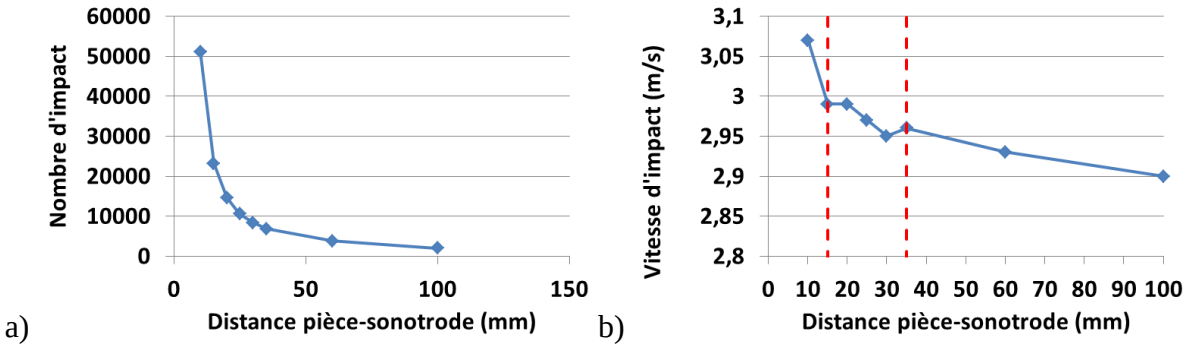


Figure III. 6 a) Nombre d'impacts en fonction de la distance Pièce-Sonotrode ; Vitesse normale moyenne d'impacts en fonction de la distance Pièce-Sonotrode (20 sec, 181 billes, amplitude +/-12,5 µm)

Les distances choisies pour effectuer les tests à nombre d'impacts égal et pour ensuite vérifier expérimentalement les résultats, varient entre 15 mm et 35 mm (indiquées par des tirets rouges sur la Figure III. 6 b). Le nombre d'impacts évolue linéairement en fonction du temps de traitement [149]. Donc il suffit de deux simulations par configuration pour déterminer quel temps il faudrait pour avoir le taux de recouvrement souhaité pour chaque distance. Le nombre d'impact visé est celui de la distance pièce-sonotrode égal à 15 mm. Une fois identifié le temps nécessaire, la deuxième série de simulations a été lancée, et les résultats sont présents dans le Tableau 17. Le premier test de la série 2 a été réalisé pendant un temps de traitement de 20 secondes et une distance pièce-sonotrode de 15 mm. Au fur et à mesure que la distance augmente dans les tests successifs, le temps a été ajusté pour maintenir à peu près le même nombre d'impacts que pour le test numéro 1b. Le temps de traitement augmente logiquement lorsque l'on augmente la distance pièce/sonotrode, jusqu'à 67 sec pour une distance de 35 mm contre les 20 sec du test de référence pour 15 mm de distance.

Tableau 17 Résultats des simulations avec les temps nécessaire pour avoir un nombre d'impact vraisemblable à chaque distance pièce-sonotrode ;

Test	1b	2b	3b	4b	5b
Distance pièce-sonotrode (mm)	15	20	25	30	35
Temps (sec.)	20	32	44	55	67
Nb_{imp}	23233	23284	23073	23399	23167

Validation expérimental

Après les simulations avec les nouveaux temps, l'étape suivante a été la mise en œuvre expérimentale des cinq traitements sur des plaques Almen, avec les mêmes configurations que celles indiquées dans le Tableau 17. Ensuite mesurer la flèche des plaques avec un comparateur. À ce point, si le logiciel est fiable, nous devrions obtenir cinq plaques avec la même courbure car elles sont impactées avec une vitesse moyenne quasi-identique et avec un même taux de recouvrement. Les résultats expérimentaux des flèches mesurées sur les plaques Almen après traitement sont reportés dans le Tableau 18.

Tableau 18 Résumé des résultats de l'étude ;

Test	1b	2b	3b	4b	5b
Distance (mm)	15	20	25	30	35
Temps (sec.)	20	32	44	55	67
Flèche (µm)	94	98	94	96	98

Les résultats confirment la théorie. Nous avons bien la même flèche sur les cinq plaques, ce qui veut dire à peu près le même nombre d'impact à la même vitesse sur chaque plaque comme annoncé par ShotVisual. Ce test, a permis de vérifier le logiciel avec des mesures expérimentales, alors que jusqu'à présent, il n'avait été vérifié qu'au niveau visuel [105]. Les résultats sont assez convaincants et donnent une valeur supplémentaire à l'étude d'optimisation via les simulations présentée par la suite.

III.3 Analyse expérimentale du procédé de grenaillage ultrasonore

Cette partie est dédiée à l'analyse du grenaillage ultrasonore, avec pour objectif sa meilleure compréhension avec une approche expérimentale. Les paramètres du traitement tels que l'amplitude de vibration de la sonotrode, la taille des billes et la distance pièce-sonotrode ont été fait évolués tout en observant comment varie l'intensité Almen.

3.1 Effets des paramètres du grenaillage ultrasonore sur l'intensité du traitement.

Nous allons étudier l'évolution de l'intensité du procédé en fonction des paramètres machine. Cette intensité a été mesurée en prenant en compte l'intensité Almen décrite dans le chapitre 1 [2]. Les paramètres machine qu'on a fait varier sont : l'amplitude de vibration de la sonotrode, la distance pièce/sonotrode et le rayon des billes. Ceux-ci sont tous les paramètres que l'opérateur peut faire varier selon le type de traitement désiré. Pour la mesure des intensités Almen, des plaques standardisées de type A, fixées sur un porte échantillon en acier et un comparateur spécifique (micromaxum II) pour la mesure de la flèche ont étés utilisés.

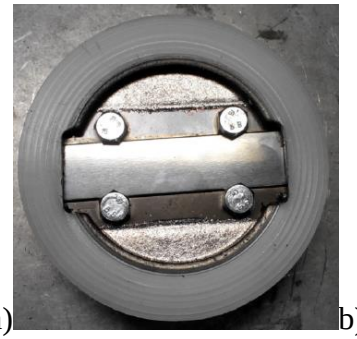
a)  b)

Figure III. 7 a) Porte échantillon pour plaque Almen ; b) comparateur standard pour la mesure de la flèche des plaques Almen ;

Les tests ont été réalisés avec une sonotrode circulaire de 70mm de diamètre en alliage de titane et des billes en acier 100Cr6. La chambre de traitement est un cylindre de 70 mm de diamètre fermé en bas par la sonotrode et en haut par le porte échantillon. La plaque est donc placée en face de la sonotrode, qui peut se déplacer verticalement de façon à gérer la distance avec la pièce. Généralement, le système est monté en vertical. Dans certain cas il peut être utilisé avec un angle d'inclinaison, par exemple pour s'adapter à la pièce à traiter. Nous imaginerons qu'il y a nécessité de traiter une grande surface inclinée et que l'appareil doit s'adapter à la surface (**Figure III. 8**). Dans ce paragraphe sera analysé l'effet de l'angle d'inclinaison sur la surface traitée. L'objectif est de vérifier que le traitement dans ces conditions est similaire au traitement classique avec le dispositif en position verticale.

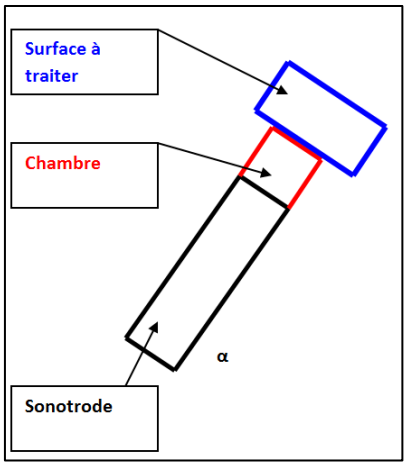


Figure III. 8 Exemple de traitement de surface inclinée d'un angle alpha ;

Les valeurs choisies pour l'analyse sont dans une gamme classique pour du grenaillage ultrasonore. Pour ce qui concerne l'effet de l'angle d'inclinaison sur l'homogénéité et l'intensité du traitement, le plan d'expériences est présenté dans le tableau 11. Nous avons effectué les traitements avec des billes de 3 mm et une amplitude de vibration de +/- 12.5 µm. nous avons fait varier l'angle d'inclinaison alpha jusqu'à 60°. Trois distances pièce/sonotrode ont été choisies pour l'étude : 10, 25 et 40 mm. Pour chaque condition, cinq plaques ont été traitées avec des temps de 1, 2, 4, 8 et 16 minutes afin de tracer la courbe de saturation et d'identifier l'intensité Almen ainsi que le temps de saturation [150].
La matrice expérimentale des mesures réalisées pour l'étude des paramètres du grenaillage a été établi selon le tableau suivant :

Tableau 19 Matrice expérimentale des expériences pour l'analyse de l'effet des paramètres du grenaillage sur l'intensité du traitement;

Distance Pièce-sonotrode (mm)	Diamètre billes (mm)	Amplitude de vibration (µm)	Angle d'inclinaison α (°)
10	3	12	0°
	3	12	20°
	3	12	40°
	3	12	60°
15	3	12	0°
20	2	12	0°
	2	21	0°
	3	12	0°
	3	21	0°
25	2	12	0°
	2	21	0°
	3	12	0°
	3	12	45°
	3	21	0°
40	2	12	0°
	2	21	0°
	3	12	0°
	3	12	45°
	3	21	0°

Tous les résultats sont présentés sous forme de graphiques avec l'intensité Almen exprimée en fonction du paramètre variable. Aussi le temps de saturation, c'est-à-dire le temps nécessaire pour atteindre l'intensité Almen sera présenté [2].

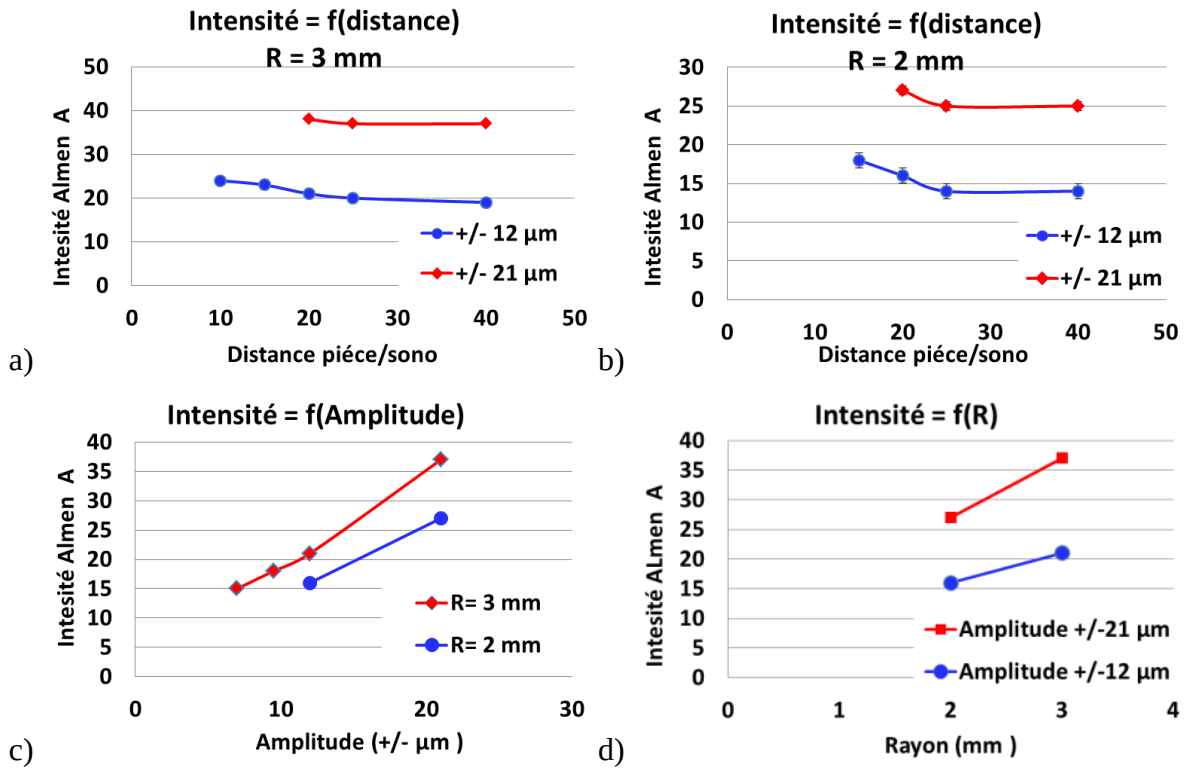


Figure III. 9 Intensité Almen en fonction de la distance pièce/sonotrode : traitement avec des billes de 3 mm de diamètre ; b) Intensité Almen en fonction de la distance pièce/sonotrode traitement avec des billes de 2 mm de diamètre ; c) Intensité Almen en fonction de l'amplitude ; d) Intensité Almen en fonction du rayon des billes ;

L'intensité Almen augmente pour des petites distances pièce/sonotrode. Puis il y a une zone de distances où l'intensité reste quasiment la même. Cela est cohérent avec l'étude numérique précédente qui montrait que la vitesse d'impact reste très similaire dans une certaine gamme de distances. En effet si la sonotrode est plus proche de la surface, les billes ont moins de chemin à faire pour rejoindre la cible et perdent donc moins d'énergie. Cependant, il existe un autre facteur à prendre en compte : l'encombrement. Si le volume de la chambre est petit par rapport au volume des billes, celles-ci se gênent entre elles et donc elles arrivent moins facilement à impacter l'échantillon [151]. Les billes, avant d'impacter la pièce, ont une probabilité plus grande d'impacter une autre bille avant la cible, ce qui fera perdre de l'énergie et produira donc des impacts à vitesse plus faible. Donc trop de proximité produit aussi un effet négatif sur les traitements. Cela explique la partie constante de la courbe intensité – distance. En s'éloignant les vitesses d'impact devrait être moins importantes, mais l'effet de l'augmentation du volume de la chambre fait que les billes ont moins de probabilité d'impacter une autre bille si bien qu'on obtient les mêmes énergies cinétiques pendant les impacts d'une sonotrode plus proche. Il y a donc une sorte d'équilibre entre les petites distances où les billes rejoignent la pièce en perdant de l'énergie à se gêner entre elles, et les distances plus grandes où les billes se gênent moins et la perte d'énergie est majoritairement due à la distance parcourue. Après la zone constante, si la distance continue à augmenter, on

s'attend à ce que l'intensité diminue jusqu'à ce que les impacts n'aient plus lieu car la sonotrode, trop distante, n'arrivera plus à donner l'impulsion suffisante aux billes pour atteindre la pièce.

Pour une étude plus précise de cette zone à intensité constante malgré l'augmentation de la distance pièce-sonotrode, nous avons observé les temps de saturation. La Figure III.9 permet de constater que pour obtenir le même résultat, il est nécessaire d'augmenter le temps de traitement avec la distance. Comme déjà révélé par l'analyse numérique et présenté dans la figure III.6a, le nombre d'impacts diminue en fonction de la distance. Il faut donc plus de temps pour atteindre la même intensité avec des distances plus importantes.

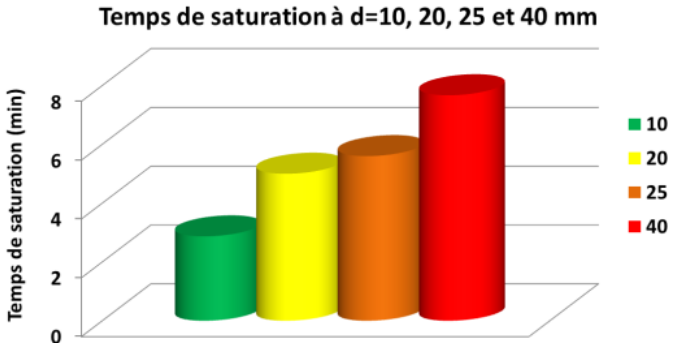
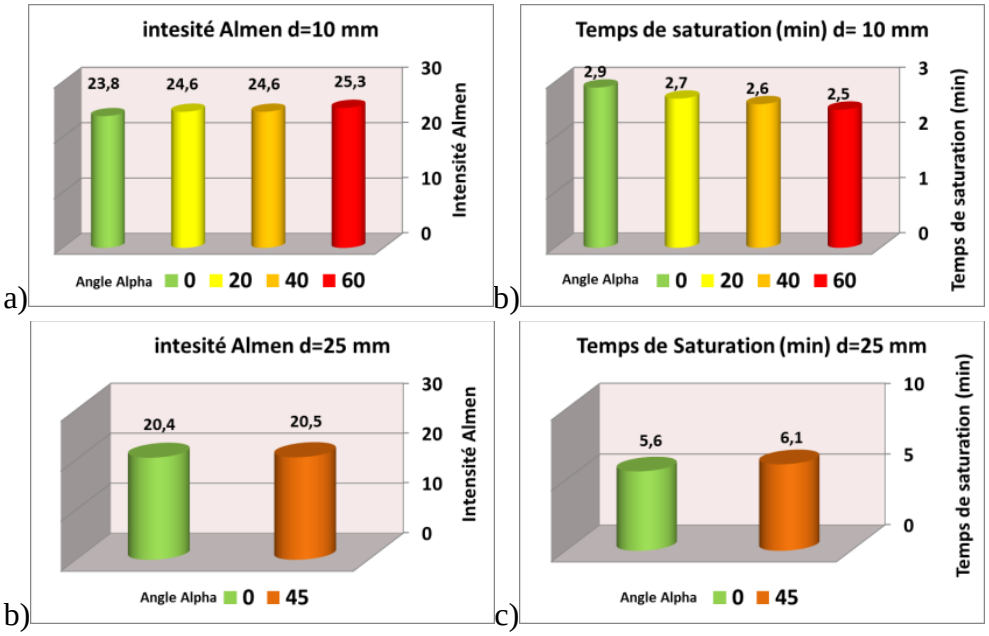


Figure III. 10 Temps de saturation à différents distances pièce/sonotrode (20 sec, 181 billes, amplitude +/-12,5 µm. Tests effectués sur échantillon en TA6V) ;

On peut conclure que la distance pièce/sonotrode, dans certaines limites, joue un rôle plus important sur le temps du traitement que sur l'intensité. Cela confirme les résultats numériques présentés dans le paragraphe précèdent. Pour obtenir une intensité plus élevée, le plus simple est d'augmenter le rayon des billes ou l'amplitude de vibration de la sonotrode.

Pour les plaques traitées avec le dispositif incliné (**Figure III. 8**), les résultats sont présentés avec des histogrammes qui font une comparaison, à chaque distance, des intensités Almen et des temps de saturation mesurés à différents angles d'inclinaison.



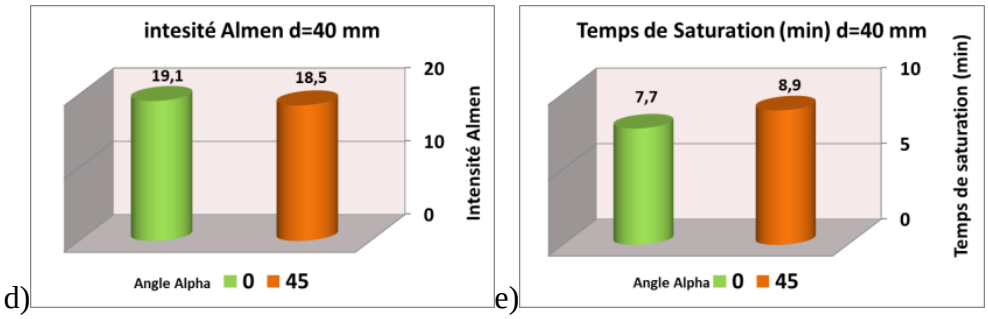


Figure III. 11 Différence d'intensité Almen (a) et des temps de saturation (b) pour une distance pièce/sonotrode de 10 mm à 4 différents angles d'inclinaison ; Différence d'intensité Almen et des temps de saturation pour une distance pièce/sonotrode de 25 mm (a et b) et 40 mm (c et d) à différents angles d'inclinaison ;

Les différences entre les intensités Almen pour les angles d'inclinaison de 0°, 20°, 40° et 60° à 10 mm de distance de la sonotrode, ne sont pas significatifs, surtout en considérant que l'écart-type mesuré pendant les tests est de +/- 1 µm. Le temps de saturation diminue de 10 %, ce qui est très faible pour pouvoir signaler une différence entre les angles. Des résultats analogues ont été observés pour les distances pièce/sonotrode de 25 mm et 40 mm, avec lesquelles seulement deux angles ont été analysés, 0° et 45°.

Puis une deuxième étude a été réalisée dans le but d'observer l'homogénéité du traitement sur la pièce. Pour vérifier cela nous avons mesuré la courbure des plaques après traitement de 16 minutes à 0° et 45° d'angle d'inclinaison, pour les distances 25 mm et 40 mm avec une machine à mesure tridimensionnelle (MMT). Puis nous avons comparé les profils obtenues pour les deux angles en les superposant. °

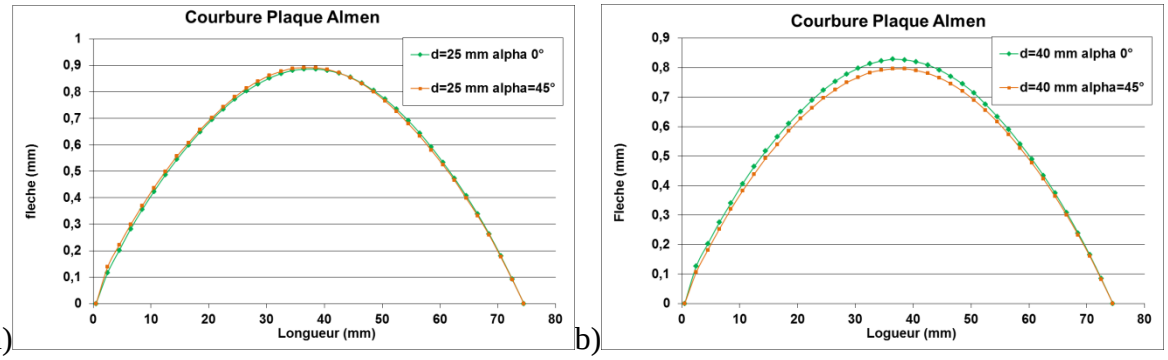


Figure III. 12 Profil de plaque Almen grenaillée avec 20 g de billes de 3 mm de diamètre pendant 16 minutes; a) distance pièce/sonotrode 25 mm ; b) distance pièce/sonotrode 40 mm ;

Les mesures effectuées avec un palpeur 3D ont mis en évidence que les différences entre les deux profils de courbure sont nulles pour une distance pièce/sonotrode de 25 mm, et très faibles pour 40 mm. Les résultats valorisent la possibilité de traiter des pièces complexes de grande dimension qui demandent au système de s'adapter à la surface.

III.4 Simulation et optimisation du grenaillage ultrasonore

Nous venons de voir expérimentalement comme la distance pièce-sonotrode, la taille des billes ou l'amplitude de vibration de la sonotrode, ou la position du dispositif par rapport à la pièce, influent sur l'intensité du traitement. Ici, grâce à plusieurs simulations, nous allons optimiser le procédé en analysant l'effet que peuvent avoir certains choix lors de la mise en place du traitement. En particulier seront étudiés le choix des matériaux des parties qui composent le dispositif, (matériau de la chambre et de celui de la sonotrode), et du type et du nombre de billes et leurs effets sur les vitesses et le nombre d'impacts sur la pièce

4.1 Choix des matériaux

Inévitablement le choix du matériau des composant du dispositif (chambre, sonotrode) a une influence sur l'efficacité du grenaillage, mais ceci est peu étudié dans la littérature. Dans un processus d'optimisation, en plus des paramètres classiques qui peuvent influencer les résultats, il existe aussi d'autres facteurs qui affectent indirectement l'efficacité du traitement. Nous avons concentré l'attention alors sur le choix des différents matériaux pour les éléments du dispositif, en prenant comme exemple le traitement d'un échantillon en alliage de titane Ti6Al4V. L'attention sera portée sur le type de matériaux qu'on peut utiliser pour la chambre et la sonotrode. Pour cela, plusieurs simulations avec différents matériaux ont été effectuées, pour observer ensuite la variation du nombre d'impacts et la vitesse d'impact sur l'échantillon. La prise en compte des matériaux se fait via les paramètres C_0, V_0 et n des coefficients de restitution qui ont été mesurés expérimentalement (Tableau 11) et que le logiciel prend en compte avec l'équation (III.76). En effet pendant le grenaillage ultrasonore nous sommes parfois amenés à concevoir des chambres qui doivent s'adapter à la pièce à traiter. Nous sommes par conséquent appelés à faire un choix de matériau. Ce n'est pas possible de savoir à priori l'influence que ce matériau peut avoir sur le traitement. L'intention est d'analyser l'effet que ce choix peut avoir sur les résultats.

Nous avons testé 4 matériaux pour la fabrication de la chambre : un acier trempé, un alliage d'aluminium AL2017, un matériau plastique comme le polyéthylène à haut densité et le plexiglass. Pour la sonotrode, nous avons testé trois matériaux, le plus commun TA6V, le 316L et l'inconel 718. Les paramètres des coefficients de restitution introduits dans le logiciel pour chaque matériau sont listés dans le Tableau 11. Les simulations ont été réalisées pour deux configurations qui correspondent aux intensités Almen : 15A et 23A, ce qui correspond aux conditions de distance et amplitude décrites dans le paragraphe 2.3 et résumé dans le Tableau 20

A chaque fois que nous faisons varier le matériau de la chambre, la sonotrode est fixée en Ti6Al4V, quand l'analyse est sur les différents matériaux pour la sonotrode, la chambre est considérée en acier trempé. Les billes sont considérées toujours en acier.

L'analyse des résultats est faite avec une comparaison en pourcentage par rapport au matériau qui a le nombre d'impacts le plus élevé et la plus grande vitesse moyenne d'impact sur la pièce à conditions de traitement égales. Autrement dit, le matériau qui dissipe le moins d'énergie. Ces résultats seront pris comme référence pour calculer la différence en pourcentage avec les autres matériaux. Les simulations ont été réalisées selon le plan d'expériences suivant :

Tableau 20 Matrice numérique des expériences pour l'analyse de l'effet des matériaux sur le grenaillage

Composant du dispositif analysé	Matériaux affecté au composant	Distance pièce-sonotrode (mm)	Amplitude de vibration (µm)
Chambre	Acier trempé	20	7.5
		10	12.5
	PEHD	20	7.5
		10	12.5
	Aluminium	20	7.5
		10	12.5
	Plexiglas	20	7.5
		10	12.5
Sonotrode	Ti-6Al-4V	20	7.5
		10	12.5
	316L	20	7.5
		10	12.5
	Inconel 718	20	7.5
		10	12.5

Les résultats bruts des simulations sont résumés dans le tableau suivant, avec les valeurs et les pourcentages associés par rapport au meilleur résultat.

Tableau 21 Plan des expériences pour l'analyse de l'effet des matériaux sur le grenaillage

Composant du dispositif analysé	Matériaux affecté au composant	Distance pièce-sonotrode (mm)	Amplitude de vibration (µm)	N° impact	(%)	Vn_{mov} (m/s)	(%)
Chambre	Acier trempé	20	7.5	21910	----	2,043	---
		10	12.5	73492	----	2,72	---
	PEHD	20	7.5	20303	-7,33	2,04	-0,15
		10	12.5	68746	-6,46	2,715	-0,18
	Aluminium	20	7.5	19472	-11,13	2,035	-0,39
		10	12.5	66411	-9,64	2,72	0,00
	Plexiglas	20	7.5	20711	-5,47	2,037	-0,29
		10	12.5	70929	-3,49	2,7	-0,74
Sonotrode	Ti-6Al-4V	20	7.5	21910	---	2,043	---
		10	12.5	73492	---	2,72	---
	316L	20	7.5	20905	-4,59	2,02	-1,13
		10	12.5	66974	-8,87	2,64	-2,94
	Inconel 718	20	7.5	15553	-29,01	1,93	-5,53
		10	12.5	50558	-31,21	2,52	-7,35

Le matériau le plus efficace pour la chambre est l'acier trempé, qui a donc été pris comme référence. La différence du nombre des impacts pour chaque matériau change selon l'intensité du traitement. En analysant les résultats, nous pouvons dire que pour une intensité plus forte l'influence du matériau de la chambre sur le nombre d'impacts est légèrement moins importante : entre 5.5 % et 11% pour l'intensité 15A et entre 3.5 % et 9.6% pour 23A. En observant les vitesses normales d'impact moyennes nous constatons que le matériau de la chambre n'a pas une influence notable sur la vitesse. Au vu de ces résultats, nous pouvons affirmer que le choix du matériau de la chambre influence spécialement le nombre d'impacts par minute et peut donc augmenter ou diminuer le temps de traitement, ce qui n'est pas

négligeable au niveau industriel. Ensuite nous avons aussi comparé tous les résultats pour la sonotrode en prenant le TA6V comme matériau référence. À la suite des simulations, s'avère que c'est aussi le nombre d'impacts qui est le plus influencé par le matériau de la sonotrode, plus que la vitesse moyenne d'impact. À la différence du matériau de la chambre, l'intensité du traitement intensifie la perte d'énergie pour la sonotrode, et donc la diminution du nombre d'impacts. Le matériau de la sonotrode a donc un poids sur l'efficacité du traitement. Dans ce type de choix, d'autres facteurs sont à prendre en compte, tels que la résistance du matériau aux impacts et sa durée de vie, car il est soumis à beaucoup de sollicitations pendant l'utilisation. Cette analyse se base seulement sur la perte d'énergie et donc d'efficacité du traitement avec les différents matériaux qu'on peut choisir pour les éléments du dispositif.

4.2 Billes

L'analyse réalisée pour les billes est différente de celles effectuées pour le choix du matériau de la chambre et de la sonotrode. Dans le grenaillage ultrasonore, les billes, parfaitement sphériques, sont généralement en matériau très dur. Nous nous sommes intéressé d'abord à observer comment la dureté des billes influence la dynamique du traitement ainsi qu'à la quantité de billes optimale. La dureté des billes a un effet global sur la perte d'énergie de celles-ci, car la dissipation n'a lieu pas seulement entre les impacts bille-pièce, mais aussi entre les billes et les autres parties de l'équipement. Un coefficient de restitution plus élevé pour chaque vitesse d'impact signifie une perte inférieure d'énergie par les billes. Le nombre d'impacts par seconde sur la pièce après traitement apporte une idée de l'énergie totale en jeu dans le traitement. C'est celui-ci qu'on observera pour l'étude. Pour prendre en compte la dureté, nous avons fait varier le paramètre C_0, de 0.7 jusqu'à 0.99. Les paramètres V_0 et n sont ceux mesurés expérimentalement. Les coefficients de restitution varient en fonction de la vitesse d'impact selon les équations (III.76) comme montré dans la **Figure III. 2**. Les tests ont été réalisés pour un alliage en TA6V, avec distance pièce/sonotrode de 20 mm, 180 billes en acier de 3 mm de diamètre et pour une amplitude de +/- 12µm.

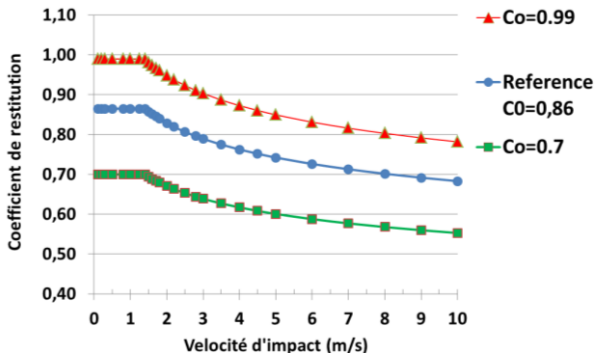


Figure III. 13 Evolution du coefficient de restitution avec différents C_0 pour prendre en compte la dureté de la bille. L'évolution a été tracée analytiquement (équations III.76)) avec les paramètres V_0,et n mesurés expérimentalement et C_0, variable entre 0.7 et 0.99 ;

Un autre facteur important à prendre en compte lors du grenaillage ultrasonore est le nombre de billes utilisées. Souvent le nombre de billes est choisi par rapport à d'anciens traitements et sans un vrai critère qui prenne en compte l'efficacité du procédé dans le choix. Pour comprendre son influence nous l'avons fait varier en effectuant à chaque fois une simulation, puis le nombre d'impacts, les vitesses moyennes et les angles moyens des directions des

impacts ont étés observés. Les billes étaient en acier, de 1, 2 et 3 mm de diamètre et leur nombre varie de 50 à 500. La configuration reste la même que celle présentée pour l'analyse de la dureté de billes. Ensuite, comme pour le paragraphe précédent, le nombre et la vitesse d'impact sur l'échantillon ont été observés pour analyser l'efficacité du traitement. Le tableau suivant présent la matrice numérique d'expériences des simulations réalisées.

Tableau 22 Matrice numérique des simulations pour l'analyse de l'effet des billes sur le grenaillage

Analyse	C_{0_billes}	Diamètre billes (mm)	N° billes
Dureté des billes	0	3	180
	0.8	3	180
	0.86	3	180
	0.9	3	180
	0.99	3	180
Volume des billes	0.86	1	1000
	0.86	1	1500
	0.86	1	2000
	0.86	1	2500
	0.86	1	3000
	0.86	1	4000
	0.86	1	5000
	0.86	1	7500
	0.86	1	10000
	0.86	1	14700
	0.86	2	200
	0.86	2	300
	0.86	2	500
	0.86	2	750
	0.86	2	1000
	0.86	2	1250
	0.86	2	1500
	0.86	2	1750
	0.86	2	2000
	0.86	3	50
	0.86	3	75
	0.86	3	100
	0.86	3	150
	0.86	3	250
	0.86	3	300
	0.86	3	350
	0.86	3	400
	0.86	3	450
	0.86	3	500
	0.86	3	550

Les résultats sont présentés en variation du pourcentage du nombre d'impacts sur la pièce en fonction de la variation du paramètre C_0 des billes. Le 0% correspond à la valeur 0.86, celle mesurée expérimentalement pour l'acier des billes utilisées, puis les autres valeurs sont représentées par rapport à celle-ci (Figure III. 14).

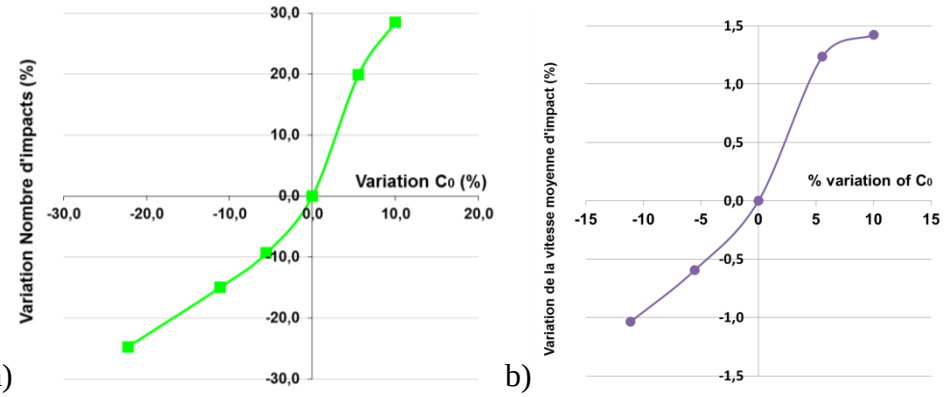


Figure III. 14 Variation du pourcentage du nombre d'impacts (a) et de la vitesse normale moyenne des impacts (b) sur la pièce en fonction de la variation du paramètre C0 des billes pour la configuration 15A d'intensité Almen ;

On constate qu'avec un C_0 d'environ 10% plus important que celui mesuré, il y a 30% d'impacts en plus. Au niveau de la vitesse d'impact moyenne, les variations ne sont pas importantes. Ainsi, connaître le coefficient de restitution des billes et choisir un matériau au Cr le plus élevé a une incidence sur la dissipation de l'énergie pendant le traitement et donc sur le temps de traitement.

Pour la partie de l'étude du nombre de billes, déjà visuellement, depuis les figures **Figure III 1**) nous pouvons apercevoir comment une densité de billes élevée peut faire augmenter la dissipation d'énergie dans le système avec plusieurs impacts entre billes avant de rejoindre la pièce.

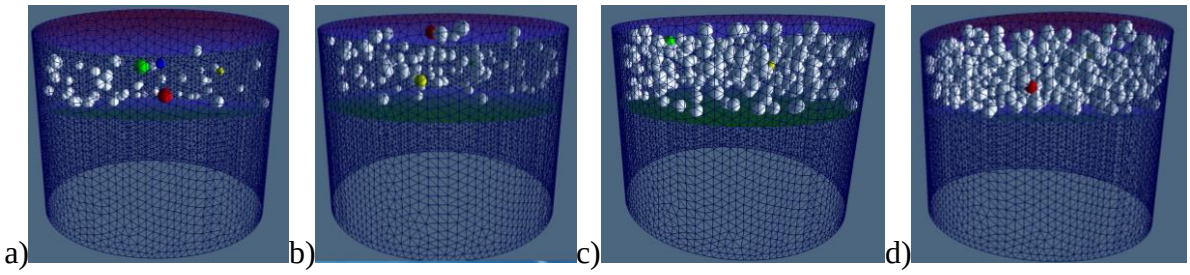


Figure III 1 Configuration avec différents nombres de billes : a) 50 ; b) 100 ; c) 300 ; d) 500 ;

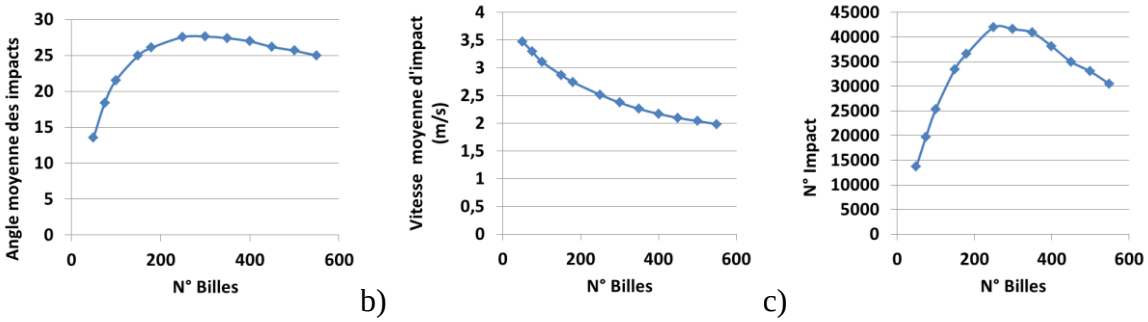


Figure III. 15 Résultats obtenus pour un disque en TA6V, avec distance pièce/sonotrode de 20 mm, une amplitude de +/- 12µm et des billes en acier de 3 mm de diamètre : a) Angle moyenne des impacts en fonction du nombre des billes b) Vitesse d'impact normale moyenne en fonction du nombre de billes ; c) Nombre d'impacts en fonction du nombre de billes ;

L'observation du changement de l'angle moyen d'impact en fonction du nombre de billes (Figure III. 15a) apporte une autre interprétation de l'effet de l'encombrement. L'angle à zéro degré représente l'impact normal à la surface de l'échantillon, impact qui, selon une bonne probabilité, a rejoint la cible sans être dévié par un obstacle (autres billes, chambre) donc avec sa vitesse maximale. Contrairement à ce qui se passe quand les billes sont plus nombreuses. En augmentant le nombre des billes, l'angle augmente et il y a donc de moins en moins d'impacts directs. Cela fait, par conséquence, diminuer la vitesse d'impact moyenne sur la pièce. La Figure III. 15b montre comment elle décroit si le nombre de billes augmente, ce qui confirme que l'encombrement a un effet néfaste sur le traitement. La lecture de l'évolution de l'angle moyen d'impact et des vitesses d'impact n'est pas suffisante pour décrire l'influence du nombre de billes. Aussi, pour disposer d'un cadre plus complet, nous avons aussi observé comment le nombre d'impacts change. Comme déjà vu dans l'étude de la variation de la distance pièce/sonotrode (0), le graphique confirme l'effet couplé distance et encombrement. Autrement dit, quand la distance est plus grande, les billes devraient avoir moins d'énergie d'impact sur la cible. Mais simultanément l'encombrement diminue : en conséquence, elles ont plus d'espace et se gêneront moins. Nous pouvons donc prévoir moins de perte d'énergie due aux impacts bille-bille. Par ailleurs, avec moins de billes il faudra augmenter le temps de traitement pour obtenir une surface impactée de façon homogène sur la totalité. La vitesse d'impact peut être augmentée avec l'amplitude de vibration, dans la limité du dispositif. D'où l'intérêt de pouvoir simuler le traitement pour obtenir les conditions les plus adaptées aux objectifs préfixés. La Figure III. 15c illustre l'évolution du nombre d'impacts. Lorsqu'on dépasse les 300-400 billes, le nombre d'impacts diminue, ce qui confirme que la problématique de l'encombrement est aussi à prendre en compte pour l'optimisation recherchée. Nous avons donc examiné plus en détail son rôle sur le traitement, en traçant l'évolution du nombre d'impacts, de la vitesse moyenne des impacts et de l'angle moyenne d'impact en fonction de l'encombrement avec trois diamètres de billes : 1 mm, 2 mm et 3 mm.

Pour cette partie la configuration précédente a été choisie et ensuite nous avons fait une série de simulations avec 3 diamètres de billes différents (1 mm, 2 mm et 3 mm). Nous avons examiné les résultats en fonction de l'encombrement, mesuré comme rapport entre le volume total occupé par les billes et le volume de la chambre. Dans les figures suivantes (Figure III. 16 a-b-c) les évolutions pour les impacts, vitesses et angles suivent les mêmes formes de courbes mais pour chaque diamètre, le pourcentage d'encombrement optimal est différent.

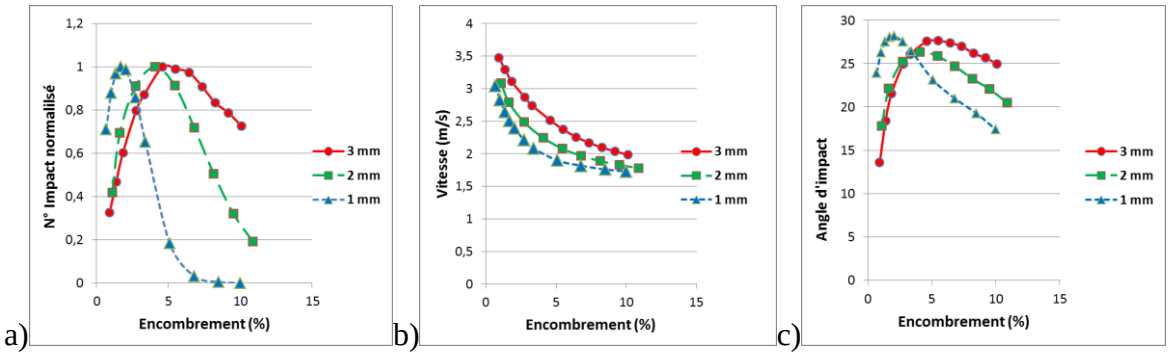


Figure III. 16 a) Nombre d'impacts normalisé en fonction de l'encombrement ; b) Vitesses moyennes d'impacts en fonction de l'encombrement ; c) Angles moyennes des impacts en fonction de l'encombrement ;

Il est évident que le simple encombrement ne suffit pour déterminer le nombre de billes à choisir. En effet, pour des diamètres plus petits il y a un nombre plus important de billes dans le même encombrement. Logiquement plus de billes signifie plus de probabilité d'impacts bille-bille, et donc plus de perte d'énergie. Pour cette raison, à parité d'encombrement, pour des billes de 1 mm il y a toujours moins d'impacts et avec des vitesses plus faibles. Pour une étude plus cohérente, il faut prendre en compte la dimension et aussi le nombre des billes utilisées. Pour cela, nous avons calculé le nombre de billes qui peuvent tenir sur la surface de la sonotrode : cela représente une première couche. Ensuite, les autres billes seront posées sur une deuxième couche et ainsi de suite. La **Figure III. 17** montre un exemple de différentes couches de billes pour le type de géométrie réalisé.

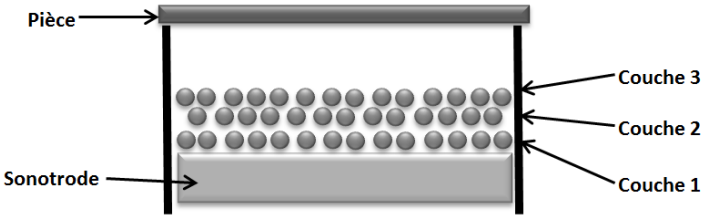


Figure III. 17 Exemple de distribution des billes sur la sonotrode ;

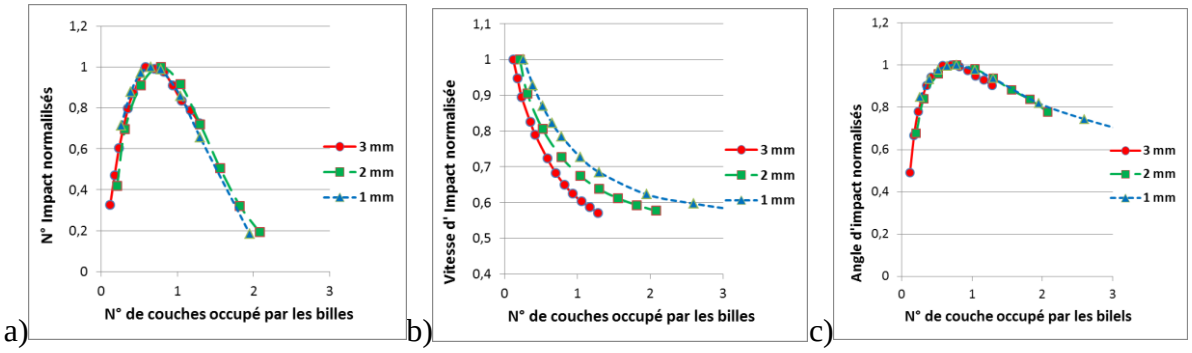


Figure III. 18 a) Nombre d'impacts normalisé en fonction du nombre de couches des billes ; b) Vitesses moyennes d'impacts en fonction du nombre de couches des billes ; c) Angles moyennes des impacts en fonction du nombre de couches des billes ;

Les données des figures III.18a-b-c ont été représentées non plus en fonction de l'encombrement, ou du nombre de billes mais en fonction des couches de billes sur la surface de la sonotrode. Les résultats ont été normalisés pour mieux les représenter sur le même

graphique, la valeur 1 correspondant au nombre maximal de billes qui peuvent se poser sur la sonotrode, et au nombre maximale d'impact. Depuis les figures III.18a-b-c nous pouvons noter que la prise en compte des couches de billes donne une façon de faire plus générale qui ne dépend pas seulement de l'encombrement mais aussi du nombre et de la taille des billes. Avec une seule couche de billes le nombre le plus important d'impacts par seconde est observé. Au fur et à mesure que la deuxième couche se remplit, le nombre d'impacts diminue. Dans ce cas le traitement est en train de dissiper de l'énergie avec des impacts secondaires (bille-bille, bille-chambre). La vitesse moyenne d'impact diminue moins rapidement avec l'augmentation du nombre de billes, si les billes sont plus petites. L'angle moyen d'impact dans ce type de traitement est souvent autour de 25-30 °, comme le montre la **Figure III. 16**c où les angles ne sont pas normalisés.

La prise en compte de la distribution des billes dans l'espace à disposition présente l'avantage d'obtenir un aspect plus général, et donc d'optimiser le traitement pour différentes tailles de billes. Pour calculer le nombre de billes par couche, la surface occupée par chaque bille est mesurée avec la surface du carré qui circonscrit la circonférence de diamètre égale au diamètre de la bille, puis la surface de la sonotrode est divisée par cette surface ce qui donne le nombre de bille par couche :

$$N° \; de \; billes \; par \; couches = \frac{surface \; sonotrode}{d^2} \qquad \textbf{(III. 80)}$$

Avec d= diamètre de la bille.

Avec une seule couche de billes, nous avons le plus grand nombre d'impacts par seconde. Cela dépend aussi du volume de la chambre (qui n'est ici pas directement pris en compte car constant), de la géométrie de la pièce et de si elle est fixe ou en rotation. À partir de plusieurs types de simulations nous pouvons affirmer que le nombre d'impacts par seconde augmente jusqu'à ce que la première couche soit remplie, puis commence à décroitre au-delà, plus ou moins vite selon les configurations. Dans ce paragraphe est présentée une étude générale sur le choix des billes, qui peut varier selon les cas, en fonction desquels il faut trouver le bon compromis entre vitesse et nombre d'impacts. Un résultat assez intéressant est à noter lorsqu'on considère les couches de billes dans la chambre.

III.5 Exemples d'application industrielle de la simulation du grenaillage ultrasonore pour pièces complexes

Le grenaillage ultrasonore est un procédé de plus en plus intégré dans l'industrie. Il peut trouver son application dans toutes les pièces métalliques soumises à efforts cycliques, corrosions et usure en générale. La difficulté reste la mise en place du traitement pour des pièces à géométries complexes car cela requiert une certaine astuce et un savoir-faire. Les outils numériques peuvent apporter une aide précieuse au développement de la technologie. Dans le cadre de différents projets, nous avons dû traiter des pièces industrielles à géométries différentes. La première étape a été la simulation, afin d'optimiser à la fois les paramètres du grenaillage mais aussi le positionnement de l'échantillon dans la chambre. Dans cette partie, il y a deux exemples pratiques d'application du grenaillage ultrasonore à des pièces à géométries complexes. À l'aide de simulations numériques, nous avons étudié la faisabilité du traitement et l'optimisation de certains paramètres.

5.1 Traitement d'une prothèse de hanche

Un test intéressant a consisté à traiter une prothèse de hanche, composée de trois parties principales, la tige fémorale, la tête et la cupule (Figure III. 19). Dans l'étude nous avons dû préparer des chambres spécifiques et étudier comment rendre le traitement le plus homogène possible. Ici nous nous sommes intéressées au traitement de la tige fémorale. Depuis des études, la partie la plus soumise à sollicitation est le "col". C'est-à-dire la partie finale de la tige qui supporte la tête, ou rotule. C'est donc sur cette partie qu'on a voulu effectuer le traitement afin d'améliorer ses propriétés mécaniques. Dans la suite du paragraphe seront présentés des résultats concernant le choix du nombre de billes.

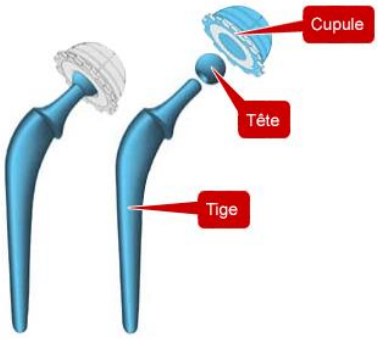


Figure III. 19 Prothèse de hanche (http://www.orthokassab.com) ;

La première étape est de recréer la CAO du fémur puis de récupérer le maillage pour la simulation avec ShotVisual (Figure III. 20a-b-c-d). La même démarche a été appliquée au reste des composants du dispositif de grenaillage. Les simulations ont été réalisées avec des billes de 3 mm, une amplitude de vibration de 26 µm à une fréquence de 20 kHz pendant 12 secondes. La pièce est mise en rotation autour de l'axe du "col" du fémur à une vitesse de rotation fixée à 10 tours/minute. Le nombre de billes évolue entre 50 et 900 avec les valeurs présentés dans le tableau suivant :

Tableau 23 évolution du nombre des billes pour l'analyse de leurs influence sur l'efficacité du traitement ;

	Test													
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
N° de billes	50	75	100	150	200	250	300	350	400	450	500	600	700	900

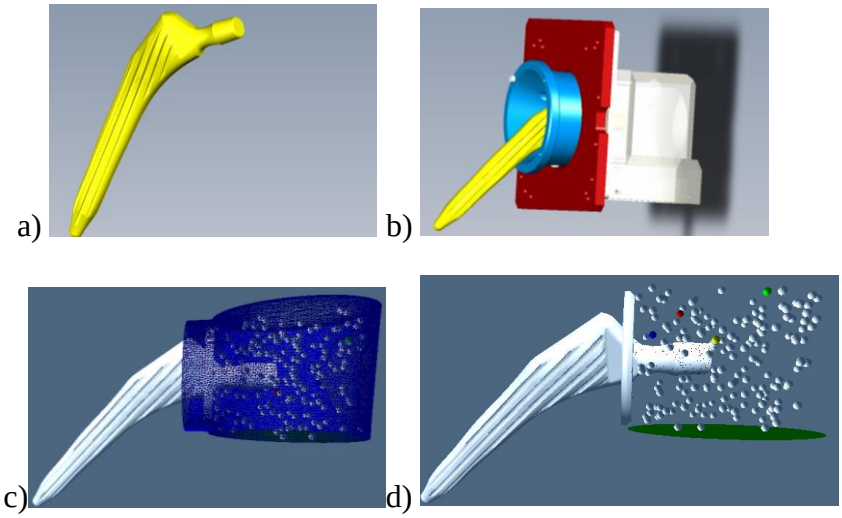


Figure III. 20 Exemple de simulation pour l'optimisation du procédé de grenaillage ultrasonore pour une tige fémorale : a) CAO tige ; b) CAO ensemble ; c) Maillage complet pour la simulation; d) Visualisation de l'intérieure de la chambre ;

Après avoir effectué la simulation, nous disposons du nombre d'impacts, des vitesses et des angles qui nous permettront d'effectuer une analyse du même type décrite dans la section précédent. L'objectif est d'identifier la condition qui rend le traitement plus efficace. Les vitesses, le nombre et les angles d'impacts sont représentés en fonction du nombre de billes dans la **Figure III. 21**a et b.

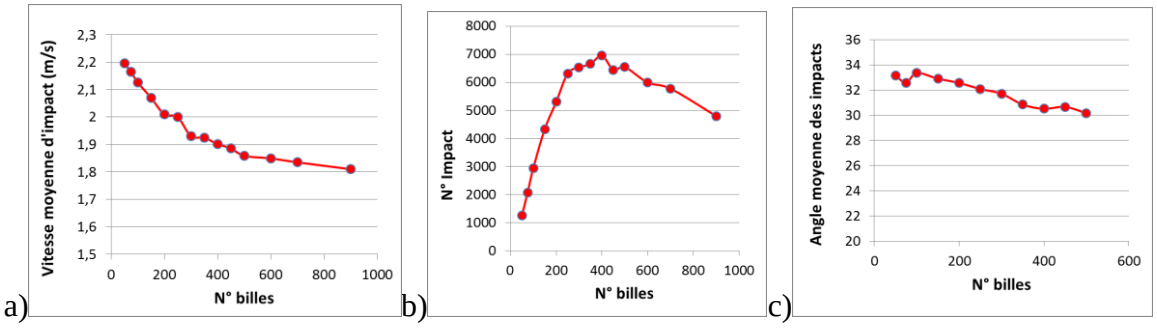


Figure III. 21 a) Vitesses moyennes d'impact en fonction du nombre de billes b) Nombre d'impacts en fonction du nombre de billes; c) Angles moyens des impacts en fonction du nombre de billes ;

La vitesse moyenne d'impact diminue avec l'augmentation du nombre de billes. La vitesse passe de 2.2 m/s à une vitesse qui se stabilise au tour de 1.8 m/s. Le nombre d'impacts augmente avec le nombre de billes jusqu'à 400 billes. Au-delà du seuil de 400 billes, le nombre d'impacts par seconde diminue. En utilisant l'équation **(III. 80)**, le nombre de billes par couche calculé est d'environ 420, ici en dépassant les 400 le nombre d'impact commence à décroître (**Figure III. 21**b) et donc, comme déjà vu précédemment, à partir de ce point la

probabilité d'impact bille-bille augmente ce qui conduit à une perte d'énergie. L'angle moyen des impacts est entre 33° et 30°. Au vu de ces résultats, nous avons effectué des simulations avec 400 billes à différentes vitesses de rotation de la pièce (entre 5 et 75 tours/minute) pour arriver à la conclusion que la vitesse de rotation n'influence pas les résultats. En effet pour toutes les vitesses de rotation testées, le nombre, la vitesse moyenne et l'angle moyen d'impacts restent pratiquement constants. La même analyse a été réalisée pour la rotule, avec des résultats similaires.

5.2 Traitement d'une pièce moteur

Dans cette partie sera présentée le traitement d'une pièce moteur, de forme cylindrique. La particularité était qu'il fallait traiter à l'intérieur d'un cylindre de 10 mm de diamètre. Premièrement une étude sur le positionnement de la pièce a été réalisée, ensuite sur le volume des billes à utiliser. Dans ce traitement la sonotrode utilisée était assez petite pour pouvoir l'introduire dans le cylindre (environ 10 mm de diamètre). Les billes ont été placées à l'intérieur de la pièce (Figure III. 23b). Les billes utilisées pour le test ont un diamètre d'1 mm, l'amplitude de vibration de la sonotrode était de 45 µm à 20 kHz et pour les pièces en rotation, la vitesse était de 12 tours/minute.

Nous avons le choix de faire tourner ou pas la pièce autour de son axe pendant le traitement, puis de la position, verticale ou inclinée. Les options de positionnement sont les suivantes (Figure III. 22) :

1- Traitement vertical avec pièce fixe (Statique) ;
2- Traitement vertical avec pièce en rotation au tour de son axe (Dynamique) ;
3- Traitement avec dispositif inclinée à 45° et fixe (Statique) ;
4- Traitement avec dispositif inclinée à 45° et en rotation au tour de son axe (Dynamique) ;

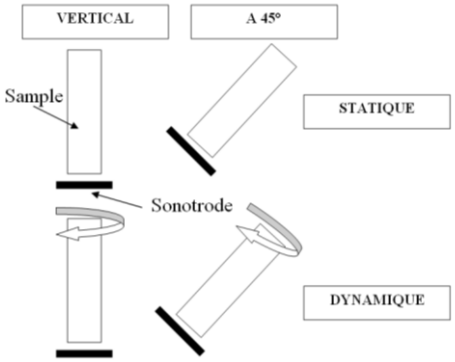


Figure III. 22 Options de positionnement de la pièce pour le traitement ;

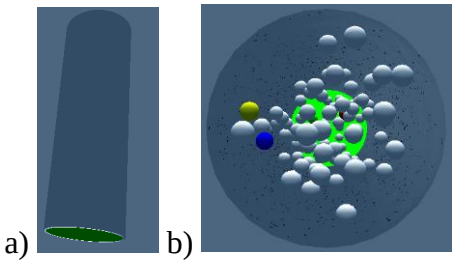


Figure III. 23 Simulation du traitement pour un cylindre : a) Vue de face ; b) Vue par le haut ;

C'est donc avec les 4 positions décrites dans la Figure III. 22 et selon la matrice numérique d'essais du Tableau 24 que les simulations ont été effectuées.

Tableau 24 Matrice numériques d'essais pour le choix de la position et du nombre de billes ;

Position	Tours/minute	Nombre de billes
Verticale	0	100
	0	150
	0	200
	0	300
	12	100
	12	150
	12	200
	12	300
Oblique	0	100
	0	150
	0	200
	0	300
	12	100
	12	150
	12	200
	12	300

Nous avons observé le nombre d'impacts en fonction du nombre de billes utilisées pour choisir la configuration qui rend le traitement le plus efficace. La variation du nombre d'impacts en fonction de la quantité de billes suit plus ou moins une droite croissante pour les quatre configurations, mais la configuration qui donne le nombre d'impacts par seconde le plus important est celle qui choisit la position verticale et statique (Figure III. 24).

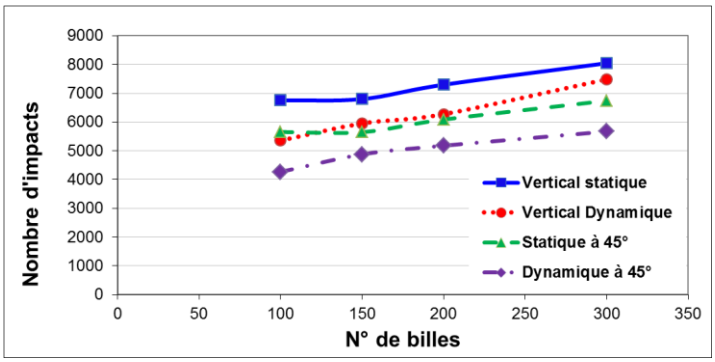


Figure III. 24 Nombre d'impacts en fonction du volume des billes pour les 4 configurations ;

Une fois choisie la disposition de l'échantillon, la deuxième étape était de vérifier l'homogénéité du traitement dans le cylindre. Pour cela, la densité des impacts (impacts /mm^2) et l'homogénéité sur la surface traitée selon différents nombres de billes a été observée. Dans la Figure III. 25 à chaque point de mesure est associé la cartographie des impacts produite par ShotVisual. En les observant, nous pouvons constater que même si une quantité de billes plus élevées veut dire plus d'impacts par seconde, la distribution dans le cylindre n'est pas homogène. En effet pour un plus grand nombre de billes, il n'y a presque que pas d'impacts dans la zone supérieure du cylindre car les billes se gênent entres elles, créant une sorte de bouchon qui empêche aux billes de progresser plus loin dans la pièce.

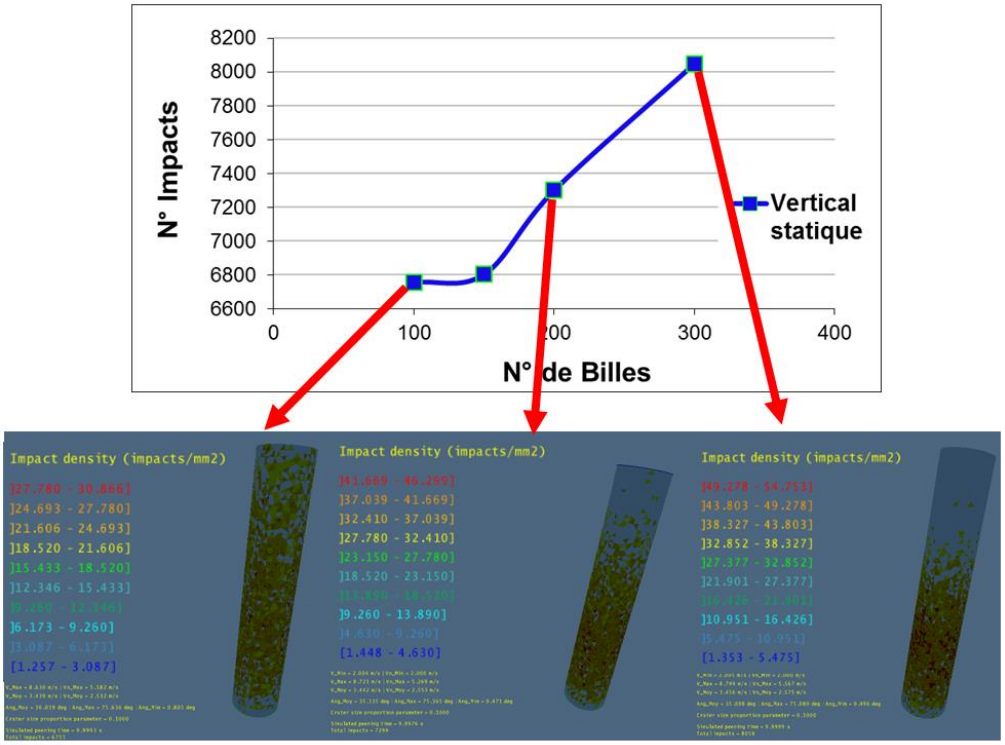


Figure III. 25 Analyse de la distribution des impacts en fonction du volume des billes ;

Cette dernière partie du chapitre a permis de présenter deux exemples d'application et d'optimisation du grenaillage ultrasonore pour des pièces à géométries complexes. Une analyse sur la dynamique des billes avec l'étude du nombre d'impacts et des vitesses peut déjà apporter des importants indices sur l'efficacité du traitement. . Une vision plus globale du traitement, avec des cartographies dessinées directement sur la pièce, est nécessaire pour réaliser une analyse efficace du procédé.

III.6 Synthèse

Après la compréhension du rôle des coefficients de restitution dans les simulations et la validation du logiciel par des mesures expérimentales, l'étude s'est concentrée sur l'optimisation du grenaillage ultrasonore via des mesures expérimentales de l'intensité Almen et l'analyse de la dynamique des billes avec des simulations numériques. La particularité de la démarche utilisée pour l'optimisation réside dans le choix de s'intéresser à la dynamique des billes. En effet, l'observation des résultats par rapport à la vitesse et au nombre d'impacts donne une idée de l'énergie en jeu dans le traitement et donc de son efficacité sur la pièce. À partir de l'analyse de sensibilité des coefficients de restitution, Nous avons vu que pour une bonne fiabilité des simulations il faut être précis sur les paramètres C_0 et V_0 du coefficient de restitution de la pièce (équations III.76), de la sonotrode et des billes. Dans l'analyse de la distance pièce-sonotrode, la vitesse moyenne d'impact reste plus ou moins la même dans certaines limites et que c'est principalement le nombre d'impacts par seconde qui diminue lorsque la distance augmente. Nous avons expliqué ce phénomène par l'influence de l'encombrement et des impacts bille-bille. Successivement nous avons évalué la perte d'énergie liée au choix des matériaux des éléments du dispositif comme la chambre, la sonotrode et les billes. Nous pouvons conclure que, pour les configurations testées, le matériau de la chambre peut causer jusqu'à 10% de perte d'énergie et celui de la sonotrode jusqu'à 30%. Même chose pour le type des billes qui peut causer une perte d'énergie de 20 à 30 %. Ensuite le concept d'encombrement, soit le volume total des billes sur le volume de la chambre, a été examiné. L'analyse du nombre de billes est plus générale en considérant la distribution des billes. En prenant en compte les couches de billes sur la sonotrode, nous avons révélé qu'à partir du moment où les billes ne tiennent plus toutes sur la sonotrode et sont donc superposées les unes aux autres, le traitement commence à perdre en efficacité. Dans la dernière partie du chapitre nous avons mis en évidence la possibilité d'appliquer et simuler le grenaillage ultrasonore à des pièces à géométries complexes ainsi que l'importance de la compréhension des interactions entre les éléments du dispositif. Tout au long du chapitre nous avons fait ressortir que le procédé peut être contrôlé et optimisé à partir de la connaissance de la dynamique des billes et des coefficients de restitution.

CHAPITRE IV : Effet du grenaillage ultrasonore sur la nitruration gazeuse de l'acier X37CrMoV5-1

IV.1 Introduction

Le grenaillage, ultrasonore ou conventionnel, peut être occasionnellement couplé à d'autres traitements afin d'en améliorer certains aspects. [48], [51], [152]. Dans ce chapitre nous avons mis en place une analyse complète du couplage du grenaillage ultrasonore avec la nitruration gazeuse sur un échantillon en acier martensitique X37CrMoV5-1. L'objectif est de vérifier l'efficacité du couplage grenaillage-nitruration. Ce travail se concentre sur l'étude de la rugosité, de la dureté superficielle, de la dureté dans la profondeur, de l'épaisseur de la couche nitrurée, des contraintes résiduelles, des phases et de la micrographie de l'échantillon traité. On appellera ici SMAT, le prétraitement de grenaillage ultrasonore. Pour une analyse plus complète nous avons étudié séparément chaque étape du traitement. L'échantillon brut est à l'état trempé revenu. Nous avons ensuite effectué sur différents échantillons les traitements suivants :

- Nitruration (N)
- Grenaillage Ultrasonore (SMAT)
- Grenaillage Ultrasonore + Nitruration (SMAT + N)
- Traitement Thermique (avec les mêmes conditions thermique de la nitruration) (TT)
- Grenaillage Ultrasonore + Traitement Thermique (SMAT +TT)

Toutes les étapes et les conditions du couplage seront donc bien distinguées et étudiées. Après avoir décrit les échantillons et précisé les conditions des traitements de grenaillage ultrasonore (SMAT), et de la nitruration, la première étape consistait à tester quatre conditions différentes de grenaillage. Chacun de ces traitements a été caractérisé avant et après nitruration pour pouvoir choisir celui qui apporte le plus de bénéfices du point de vue de l'augmentation de la dureté et de l'épaisseur de la couche de nitruration. Ce traitement a ensuite été étudié plus en détails, avec une partie dédiée à l'effet des conditions thermiques créées par la nitruration sur le matériau, brut et grenaillé, notamment l'effet sur la relaxation des contraintes résiduelles. A ce propos un échantillon brut et un grenaillé, pris dans les conditions choisies, ont subi le même traitement thermique (en température et en temps) que dans les conditions de la nitruration. Puis ces deux échantillons ont été analysés et comparés aux autres en essayant de découpler l'effet du SMAT de celui de la nitruration et de l'effet thermique sur le matériau. Il y a donc une étude sur l'apport du SMAT et de la nitruration sur la microdureté et nanodureté et une sur l'effet des conditions thermiques sur le matériau grenaillé. La couche de nitruration a été aussi évaluée avec des observations au microscope et en rapport à l'augmentation de la dureté en considérant la norme UNI 11153-2 2006. L'analyse a été enrichie grâce à des mesures de diffraction des rayons X, qui ont été réalisées pour évaluer les phases présentes, et à des mesures de contraintes résiduelles. Les méthodes expérimentales utilisées pour la caractérisation des échantillons, seront détaillées dans l'annexe IV.1

IV.2 Caractérisation des prétraitements SMAT

Dans cette partie le travail sera dédié au choix du traitement SMAT à coupler avec la nitruration. Chaque condition a donc été caractérisée par des mesures de rugosité, de microdureté et d'épaisseur de la couche nitrurée. Une fois ces résultats comparés, une des quatre conditions a été choisie pour le couplage SMAT-nitruration, puis des mesures supplémentaires de nano-indentation, de contraintes résiduelles et d'analyse de l'effet thermique sur le SMAT ont été effectuées. Les tests ont été effectués sur un alliage d'acier martensitique dénommé X37CrMoV5-1 à l'état trempé et revenu. Sa composition et ses propriétés mécaniques sont données dans le tableau suivant :

Tableau 25 Composition et propriétés mécaniques de l'acier X37CrMoV5-1

X37CrMoV5-1 (UNI EN ISO 4957: 2002)							
Composition							
C%	**Si%**	**Mn%**	**P% (max)**	**S% (max)**	**Cr%**	**Mo%**	**V%**
0.33-0.41 ±0.02	0.80-1.20 ±0.05	0.25-0.50 ±0.04	0.030 ±0.005	0.020 ±0.005	4.80-5.50 ±0.10	1.10-1.50 ±0.05	0.30-0.50 ±0.04
Propriétés mécaniques							
Densité	7.8 kg/m^3						
Module d'élasticité	210.000 MPa						
Coefficient Poisson	0.3						

Les échantillons ont été préparés à partir d'un cylindre de 18 mm de diamètre et 25 mm de hauteur, en découpant deux faces parallèles à 5 mm chacune du centre, ce qui donne la forme visible sur la Figure IV. 1b et Figure IV. 1c

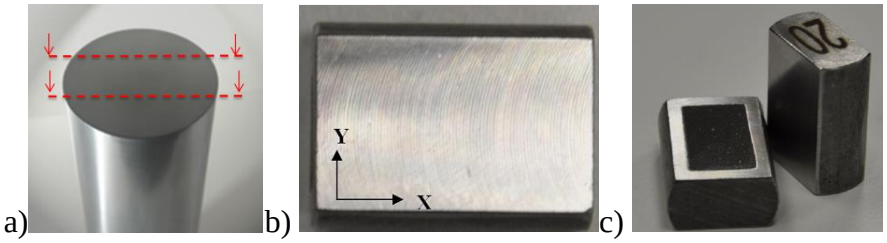


Figure IV. 1 Préparation des échantillons ;

Ces échantillons ont été nitrurés directement ou après grenaillage ultrasonore. Nous avons cherché les conditions optimale de grenaillage à réaliser en amont de la nitruration parmi quatre traitements SMAT différents en intensité et en durée, appelés SMAT 1, SMAT 2, SMAT 3 et SMAT 4. Les conditions des quatre traitements sont résumées dans le Tableau 2.

Tableau 26 Caractéristiques des conditions SMAT testés

Traitement	Intensité Almen	Temps	Billes
SMAT 1	21A	15 minutes	100Cr6, diam. 3mm, 20g
SMAT 2	21A	30 minutes	
SMAT 3	37A	15 minutes	
SMAT 4	37A	30 minutes	

Les conditions de nitruration subis par les échantillons sont résumées dans les étapes suivantes :

- Après nettoyage de la surface l'échantillon a été placé dans le four ;
- La température a été portée à 450°C en 5 – 6 heures dans l'air ;
- Purge à l'azote (N_2) ;
- Montée à la température de travail de 555°C sous une atmosphère de 100% d'ammoniac (NH_3) durant 20 heures (débit de travail 2000-3000 L/h) ;
- Mise en refroidissement sous un balayage à 100% d'ammoniac pendant 5-6 heures ;

Dans la suite du chapitre les quatre conditions seront analysées et caractérisées avant et après nitruration au niveau de l'état de surface, de la dureté et de l'épaisseur de la couche de nitruration dans l'objectif de choisir le traitement parmi les quatre qui rende la nitruration plus performante. En d'autres termes, le traitement qui durcit le plus la surface et qui fait augmenter le plus l'épaisseur de la couche nitrurée sera choisi. Après celui-ci, une étude plus détaillée sera menée au cours de laquelle les contraintes résiduelles et les éventuels changements de phases seront pris en compte. En outre l'effet SMAT + nitruration sera aussi traité séparément, en analysant l'effet des conditions thermiques nécessaires à la nitruration sur le matériau et sur les SMAT.

2.1 Rugosité des échantillons grenaillés

La rugosité est une mesure qui donne immédiatement une idée de l'état de surface de la pièce, ce qui pour certaine application peut avoir une importance primordiale et influencer le choix du traitement SMAT à coupler avec la nitruration. L'échantillon brut présente une rugosité différente selon les directions x et y (Figure IV.2) due aux stries d'usinage, c'est pourquoi les deux directions ont été analysées (en annexe IV.2). Les résultats en terme qualitatif ont été les mêmes donc pour ne pas surcharger les graphiques, la direction y sera la seule prise en compte. Parmi les différents paramètres étudiables d'un profil de surface, le Ra (la moyenne arithmétique) et Rt (la hauteur totale du profil) seront pris en compte ici. Sur la figure IV.2 l'évolution de la rugosité pour les quatre traitements est présentée : Il est visible une augmentation avec l'intensité du traitement. Effectivement les intensités plus élevées présentent des vitesses d'impact plus grandes et donc un enfoncement plus grand. Avec le temps de traitement, d'abord une augmentation importante de la rugosité est observée, qui finalement sature et se stabilise autour d'une valeur [15], [17], [137]. Pour les SMAT 3 et 4, la rugosité est pratiquement la même, en effet la différence est de l'ordre de l'écart type des mesures. La hauteur totale du profil représente la distance entre le creux le plus profonds et le pic le plus haut mesurés pendant la mesure (**Figure IV. 2**). Cela peut être aussi considéré comme l'épaisseur de la couche de matière à enlever pour atteindre une surface lisse. Comme pour la rugosité, la hauteur du profil augmente avec l'intensité du traitement, atteignant sa valeur maximale pour le SMAT 4. Les mesures montrent qu'une intensité plus importante donne une surface plus rugueuse. Dans le **Tableau 27** il y a un résumé des mesures de rugosité et de la hauteur du profil pour les deux directions de l'échantillon, avec des images de la surface avant et après grenaillage prises au microscope. Sur celles-ci nous pouvons noter que les stries d'usinage de l'échantillon brut sont de plus en plus effacées par les impacts lors de l'augmentation de l'intensité du traitement.

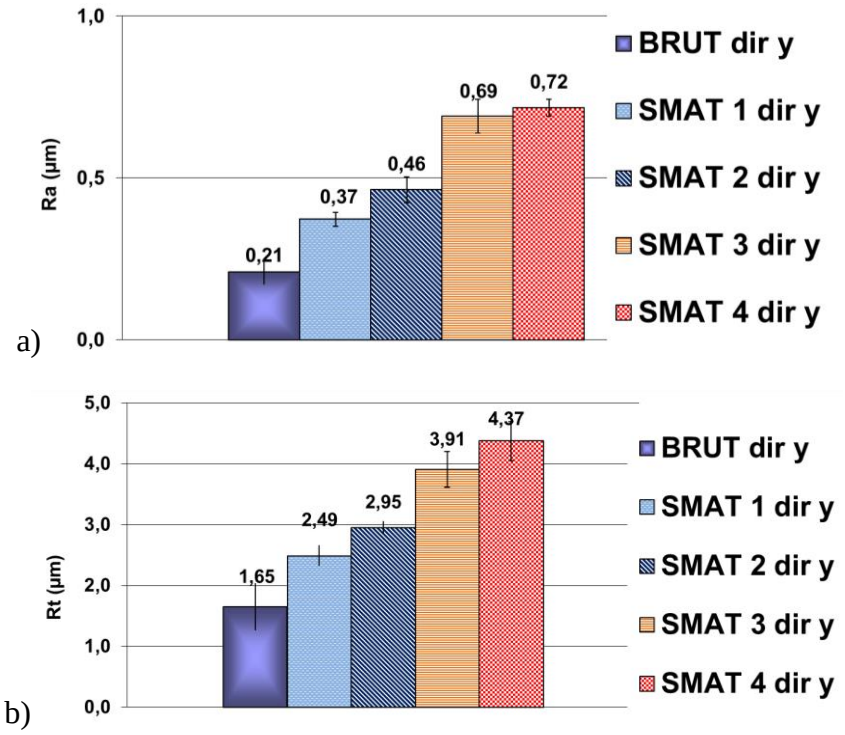


Figure IV. 2 Rugosité des différents échantillons traités par SMAT : a) Ra ; b) Rt ;

Tableau 27 Résumé des mesures de rugosité dans les deux directions ;

Echantillon	Direction	Surface	Ra (µm)	Rt (µm)
BRUT	X		**0,86** ± 0,07	**5,98** ± 0,24
	Y		**0,21** ± 0,08	**1,65** ± 0,78
SMAT 1	X		**0,34** ± 0,03	**2,57** ± 0,31
	Y		**0,37** ± 0,04	**2,49** ± 0,34
SMAT 2	X		**0,46** ± 0,06	**2,94** ± 0,26
	Y		**0,46** ± 0,08	**2,95** ± 0,21
SMAT 3	X		**0,66** ± 0,11	**4,22** ± 0,79
	Y		**0,69** ± 0,10	**3,91** ± 0,59
SMAT 4	X		**0,79** ± 0,09	**4,50** ± 0,86
	Y		**0,72** ± 0,05	**4,37** ± 0,64

2.2 Micro-dureté Vickers des échantillons grenaillés

Des mesures de micro-dureté Vickers ont été effectuées sur les sections transversales des échantillons, à différentes distances de la surface traitée, après découpage, enrobage et polissage. La charge appliquée était de 25g avec une distance par rapport à la surface traitée variant de 25 µm à 1 mm. Le temps de maintien de la charge a été fixé à 10 secondes. Les écarts types sur les valeurs de micro-dureté ont été calculés en prenant en compte 5 points de mesure pour chaque profondeur. Le but est de vérifier comment le grenaillage durcit ce type de matériau, déjà assez dur à l'état brut, et si cela a un effet sur le durcissement induit par la nitruration. Depuis la figure IV.3 un gradient de dureté dans tous les échantillons traités, classique dans ce type de traitement, est observé. Cela est du au gradient des déformations plastiques entérinées par les impacts et par la présence d'une couche de contraintes résiduelles de compression [15], [153].

L'augmentation de la dureté est observée dans une couche d'environ 250 µm par rapport à l'échantillon brut. Les traitements SMAT 1 et 2, et SMAT 3 et 4 ont des résultats assez proches entre eux, avec le SMAT 4 qui présente la dureté la plus élevée, soit une dureté proche de la surface traitée augmentée de plus de 60 HV, ce qui correspond à environ + 12%. Etant l'acier X37CrMoV5-1 un matériau très dur, l'augmentation de la dureté causée par le grenaillage n'est pas notable comme dans le traitement d'autre type d'acier [15]. Reste maintenant à vérifier dans le paragraphe suivant si cette hausse de dureté a des effets sur la nitruration. En particulier nous voulons savoir si le (SMAT + N) et l'échantillon seulement nitruré (N) ont une différence de dureté juste égale à la différence de départ entre le brut et le SMAT, ou s'il y a un effet bénéfique dû à d'autres facteurs (l'état de l'échantillon, la surface, la microstructure, etc.)

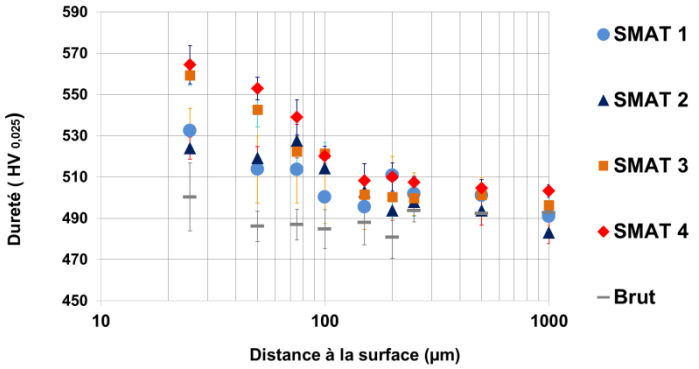


Figure IV. 3 Micro-dureté Vickers dans la section transversale des échantillons traités par SMAT en comparaison avec l'échantillon brut;

IV.3 Caractérisation de la couche nitrurée

Tous les échantillons traités ainsi que le brut, ont étés nitrurés dans les conditions détaillées en amont du chapitre, pour ensuite refaire des mesures de dureté et de rugosité. Une évaluation de l'épaisseur de la couche affectée par la nitruration a été effectuée. La profondeur de la couche nitrurée a été mesurée en prenant en compte la norme UNI 11153-2 2006, et aussi de façon visuel à l'aide d'un microscope numérique. La norme prévoit que l'épaisseur de la couche affectée par la nitruration soit mesurée jusqu'à la profondeur à laquelle la dureté est égale à la dureté à cœur plus 100 HV. Pour la partie avec le microscope, il s'agit de mesures utilisant un logiciel de traitement d'image. Cette mesure est possible car la couche nitrurée, après attaque chimique pour relever les grains, présente une couleur différente.

3.1 Rugosité de la couche nitrurée

La rugosité augmente sensiblement pour tous les échantillons après nitruration par rapport à la rugosité initiale. Le SMAT 4 reste le plus rugueux, avec une la hauteur de profil observable sur la Figure IV. 4a et b. Nous remarquons aussi que plus la rugosité initiale est importante, plus l'écart type de la rugosité mesurée après nitruration est grande, comme si la nitruration d'une pièce plus rugueuse formait une couche de nitrure moins homogène et donc plus de dispersion dans les mesures. Une étude de l'effet de la rugosité sur l'ancrage de l'azote, publiée par G. Maisl [154], montre qu'une surface plus rugueuse retient plus d'azote qu'une surface polie et lisse, ce qui a un effet défavorable sur la diffusion dans la masse.

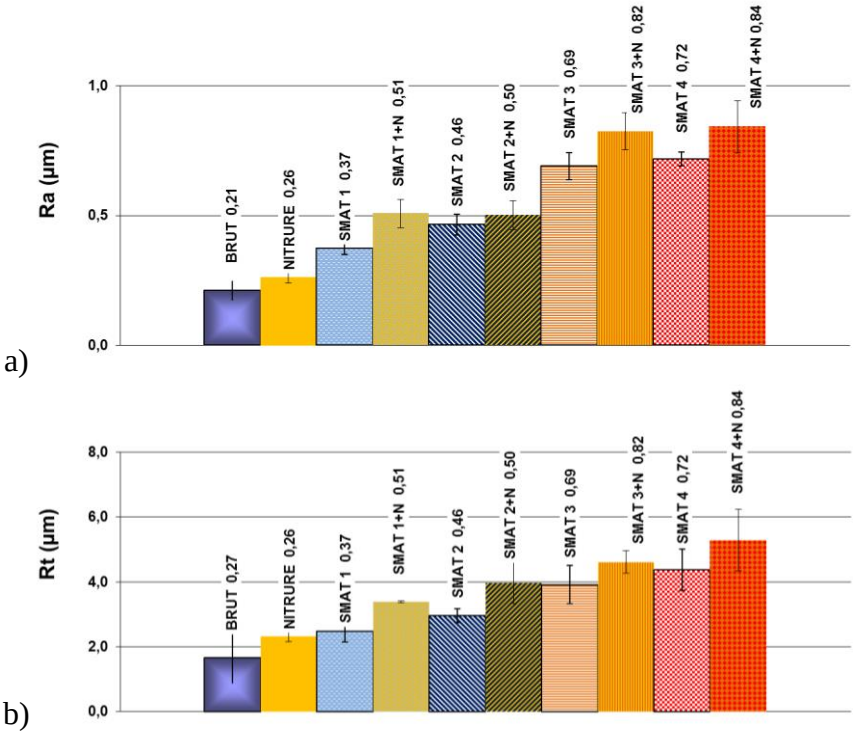


Figure IV. 4 a) Rugosité des échantillons grenaillés et nitrurés en comparaison avec les échantillons brut et seulement nitruré selon la direction Y ;b) Hauteur totale du profil des échantillons grenaillés et nitrurés en comparaison avec les échantillons brut et seulement nitruré s

3.2 Micro-dureté Vickers sur les échantillons SMAT + N

Sur la Figure IV. 5 est présentée une comparaison des duretés avant et après nitruration pour toutes les conditions. La première chose qui ressort est l'augmentation importante de la dureté due à la nitruration. Puis, en observant uniquement les échantillons nitrurés, l'effet bénéfique du grenaillage est mis en évidence. En effet l'échantillon seulement nitruré présente une dureté, à 25 µm de profondeur, augmentée de 87% par rapport au brut, contre le SMAT+N qui a une augmentation entre 125% et 140%. L'épaisseur de la couche durcie est pratiquement égale pour tous les traitements, environ 250 µm, que la pièce soit seulement grenaillée ou grenaillée plus nitrurée. La différence est surtout sur le niveau de durcissement : le grenaillage avant nitruration permet d'augmenter la dureté plus que la nitruration seule, et aussi une couche durcie plus épaisse. Pour le SMAT 4 + N la dureté reste à peu près constante jusqu'à 100 µm de profondeur, alors que pour le nitruré seul, elle reste constante jusqu'à 75 µm. Pour les autres traitements SMAT + N la dureté diminue vers la valeur à cœur avec une vitesse qui dépend de l'intensité du grenaillage ultrasonore. Entre la dureté à 25 µm de profondeur de l'échantillon brut, et celle de l'échantillon nitruré il y a une hausse d'environ 430 HV. La dureté à 25 µm de profondeur dans l'échantillon SMAT 4+N, par rapport à celle du SMAT 4, est augmentée d'environ 620 HV ce qui correspond à une augmentation d'environ 120%. Cela confirme qu'il y a un vrai effet bénéfique du SMAT avant la nitruration au niveau de la dureté avec une augmentation supplémentaire de presque 200 HV par rapport au nitruré seul. Les mesures dans la profondeur présentées jusqu'à maintenant commencent à 25 µm de l'extrême surface, donc certainement après la couche blanche, qui dans notre cas ne dépasse pas 25 µm : cela sera vu plus en détails dans la suite. Pour avoir une idée de la dureté de la couche de combinaison, des tests de microdureté Vickers ont été effectués directement dans cette partie. Les conditions de mesures étaient les mêmes que pour les profils réalisés dans la Figure IV. 5. Avec les résultats reportés dans la Figure IV. 6 nous pouvons constater aussi que la couche de combinaison a une dureté à peu près identique sur tous les échantillons avec des différences qui rentrent dans l'erreur de mesure.

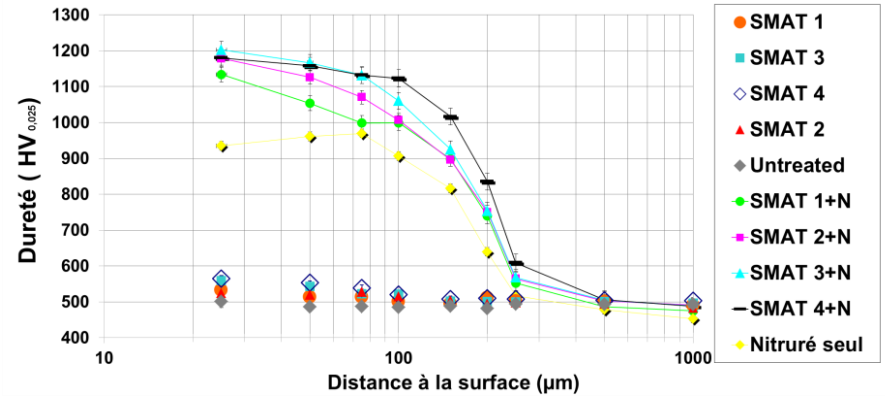


Figure IV. 5 Micro-dureté Vickers dans la section transversale des échantillons traités par SMAT et SMAT+ Nitruration en comparaison avec l'échantillon brut et l'échantillon Nitruré;

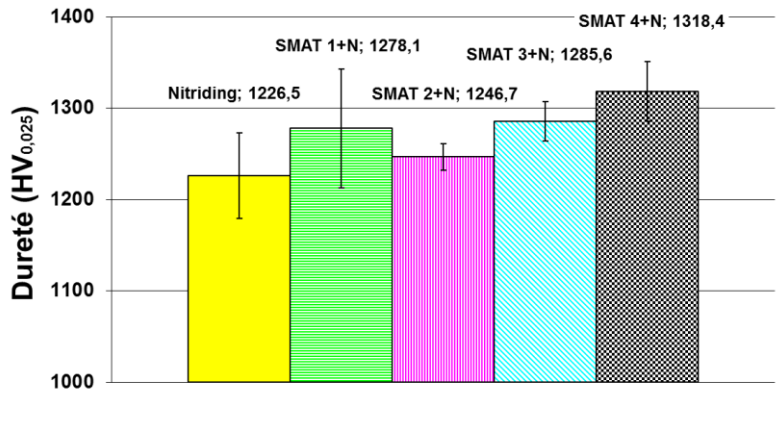


Figure IV. 6 Micro dureté dans la couche de combinaison

L'effet positif du grenaillage sur la dureté en amont de la nitruration est assez flagrant pour toutes les conditions SMAT testés. Le SMAT 4 +N reste celui avec des améliorations plus marqués en terme de profil de dureté dans la profondeur.

3.3 Epaisseur de la couche nitrurée

Un aspect important de la nitruration est la profondeur affectée, c'est-à-dire la profondeur de la couche nitrurée. Ici l'épaisseur de la couche de nitruration a été évaluée pour tous les échantillons avec la norme UNI 11153-2 2006 et aussi par des observations au microscope. Sur la Figure IV. 7 sont reportés deux exemples d'évaluation de la couche nitrurée en utilisant la norme, pour l'échantillon nitruré seul (a) et pour le SMAT 4 + N (b), les autres sont en annexe IV.3. En utilisant la norme pour la mesure, la couche de nitruration est légèrement plus épaisse pour tous les échantillons qui ont subi un traitement de grenaillage en amont. La condition SMAT 4 est celle qui donne une profondeur plus importante (Tableau 28).

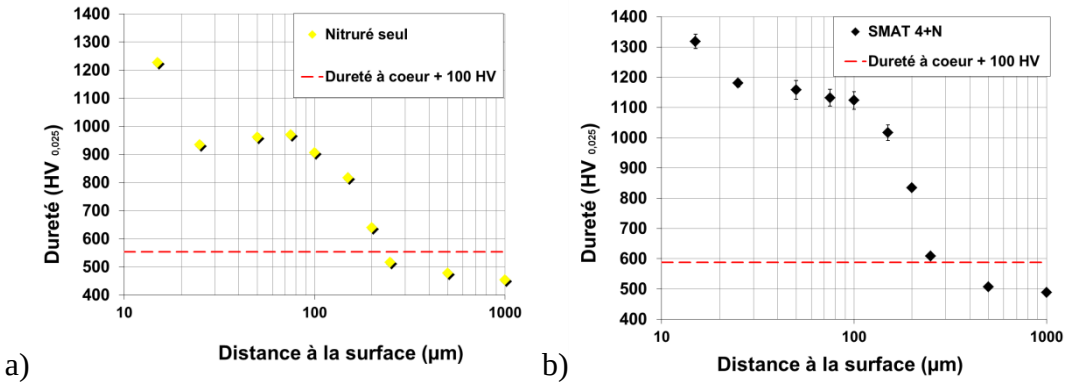


Figure IV. 7 Evaluation de l'épaisseur de la couche de nitruration avec la norme UNI 11153-2 2006 a) Nitruré seul ; b) SMAT 4 +N ;

Au microscope, évaluer la couche de combinaison est assez facile, car les nitrures en surface forment une strate de couleur blanche parfaitement distinguable du reste de l'échantillon. Déterminer où la couche de nitruration finit est plus délicat car la coloration plus foncée de cette zone ne termine pas de façon nette, comme pour la couche de combinaison, mais diminue graduellement en intensité dans la profondeur sans qu'on puisse établir un point

précis de fin. Les mesures ont été réalisées cinq fois et la zone affectée par la nitruration a été limitée à l'intensité de couleur la plus foncée observable avec un grandissement 500x5000. Dans la **Figure IV. 8** il y a deux exemples de mesures de couche de nitruration et de combinaison pour les échantillons nitrurés seul et le SMAT 4 + Nitruration. Dans le Tableau 28 est présenté un résumé des résultats obtenus lors d'une confrontation immédiate de l'effet des quatre types de grenaillage pour lesquels l'épaisseur de la couche nitrurée et les duretés (la profondeur à 25 µm a été prise comme référence) sont mises en évidence. Les évaluations de la profondeur de la couche nitrurée avec les deux techniques amènent à la même observation, c'est-à-dire que le SMAT 4 utilisé en amont de la nitruration contribue plus que les autres conditions de grenaillage à l'augmentation d'épaisseur.

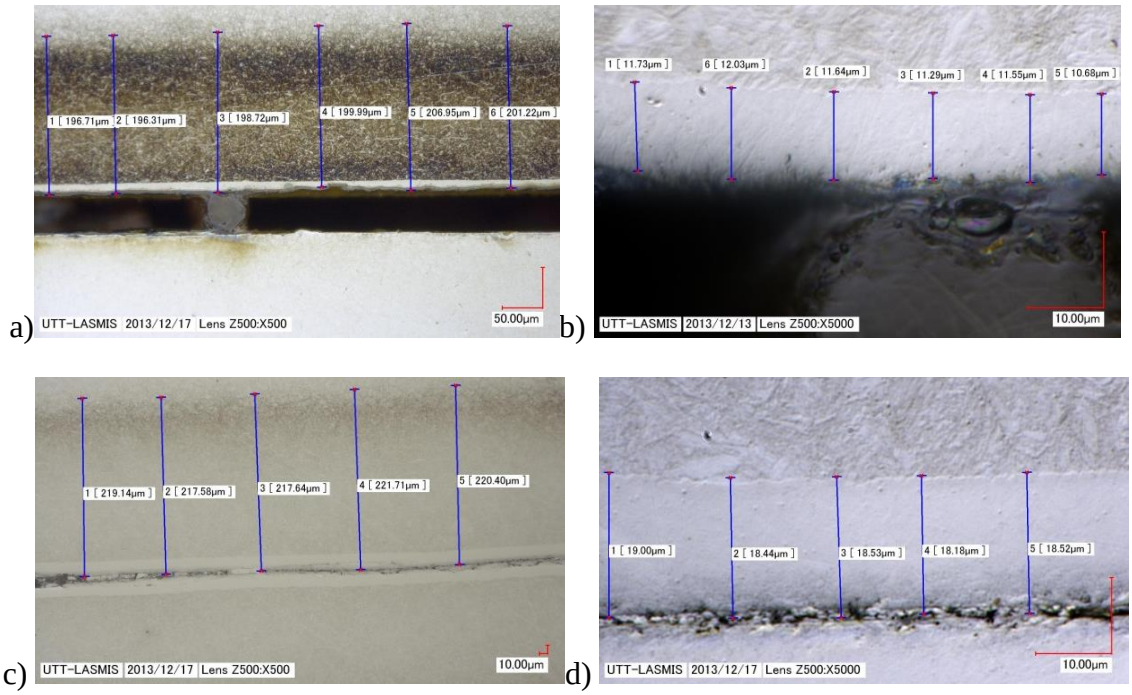


Figure IV. 8 Observation au microscope numérique de la couche de nitruration: a) couche de nitruration pour l'échantillon nitruré seul ; b) couche de combinaison pour l'échantillon nitruré seul ; c) couche de nitruration pour l'échantillon SMAT 4 +N ; d) couche de combinaison pour l'échantillon SMAT 4 +N ;

Tableau 28 Résumé des épaisseurs de la couche de nitruration pour tous les échantillons ;

	Dureté à 25 µm de la surface ($HV_{0,025}$)	**Profondeur nitrurée** UNI11153-2 2006 **(µm)**	**Epaisseur couche de combinaison mesurée au microscope (µm)**	**Epaisseur couche de diffusion Mesurée au microscope (µm)**
BRUT	**500,3** ± 33,0			
NITRURE'	**934,7** ± 24,5	**225**	**11,5** ± 0,5	**218,9** ± 4,5
SMAT 1 +N	**1133,8** ± 41,8	**236**	**20,8** ± 0,3	**224,1** ± 11,0
SMAT 2 +N	**1178,8** ± 36,9	**234**	**18,3** ± 0,8	**218,3** ± 1,8
SMAT 3 +N	**1202,8** ± 46,3	**237**	**19,6** ± 0,7	**219,2** ± 1,9
SMAT 4 +N	**1180,3** ± 47,5	**272**	**18,5** ± 0,3	**243,8** ± 3,6

Une fois analysées les 4 conditions de grenaillage, nous pouvons en conclure que le SMAT 4 est celui qui apporte les améliorations les plus importantes en terme de dureté et d'épaisseur de la couche de combinaison et de profondeur de nitruration. Même si c'est la condition qui augmente le plus la rugosité, c'est sur le SMAT 4 que les mesures et les analyses ont été approfondies avec des mesures de contraintes résiduelles et de nano-indentation. Nous gardons l'objectif d'étudier l'apport du grenaillage en amont de la nitruration et aussi l'effet de la nitruration sur les améliorations produites par le grenaillage

IV.4 Analyse expérimentale de l'effet du grenaillage ultrasonore sur la nitruration

Cette partie du chapitre porte sur l'apport du traitement SMAT 4 à la nitruration gazeuse. L'étude précédente sera enrichie avec des mesures de contraintes résiduelles, nano indentation et des mesures de diffraction des rayons X pour l'analyse de phase. L'analyse se concentrera aussi sur l'effet du traitement thermique (TT) sur l'échantillon afin de pouvoir découpler l'effet SMAT de l'effet Nitruration et des conditions thermiques assez sévères auxquelles l'échantillon est exposé pendant la nitruration.

Un échantillon grenaillé avec la condition SMAT 4 (appelé que SMAT à partir de maintenant) a subi un traitement thermique avec le même temps et et la même température que la nitruration. Une relaxation des contraintes résiduelles et une évolution de la dureté ont été observées. Pour le traitement thermique, l'échantillon a été posé dans le four à température ambiante, puis porté à 555 °C. Cette température a été maintenue pendant 20h. Le refroidissement fut progressif dans le four. Ce type de procédé a été appliqué sur un échantillon brut et sur un échantillon grenaillé avec la condition SMAT 4. A la sortie du four, les deux échantillons présentent un état de surface noircie, signe classique d'une oxydation (Figure IV. 9). Les trois échantillons seront comparés entre eux afin de voir l'effet du TT sur les SMAT et d'essayer de découpler l'effet SMAT de l'effet nitruration.

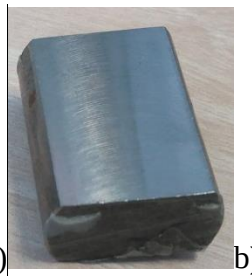
a)  b) c)

Figure IV. 9 a) échantillon brut ; b) échantillon après traitement thermique ; c) échantillon grenaillé et traité thermiquement ;

4.1 Analyse de la rugosité du couplage SMAT +N

Comme pour la première partie du chapitre, une seule direction sera étudiée pour la rugosité, et la totalité des mesures sera en annexe IV.2.

Le grenaillage change l'état de surface d'une pièce et donc la rugosité. Sur une pièce polie, ou avec un état de surface peu rugueux, le grenaillage apporte surement une rugosité plus importante. Au contraire, une pièce très rugueuse peut voir diminuer sa rugosité suite aux impacts répétés qui déformeront la surface en écrasant les éventuels défauts.

Ici, en prenant en considération la direction Y nous sommes dans le premier cas : le grenaillage augmente la rugosité. Une augmentation de la rugosité après traitement thermique est aussi observée. Cela est dû à la couche d'oxyde qui se forme en surface, couche qui n'est pas toujours homogène et, comme nous verrons par la suite, n'a pas la même épaisseur pour le SMAT + TT et pour le TT.

La nitruration augmente la rugosité à cause de la couche de nitrure qui se forme en surface (couche de combinaison). L'oxydation, comme la nitruration, augmente la rugosité de la pièce à cause de la couche d'oxyde ou de nitrure qui se forme en extrême surface. L'analyse de phase en diffraction des rayons X permettra de détecter, entre autres, si les deux couches coexistent ou s'il y en a un des deux qui est prédominant.

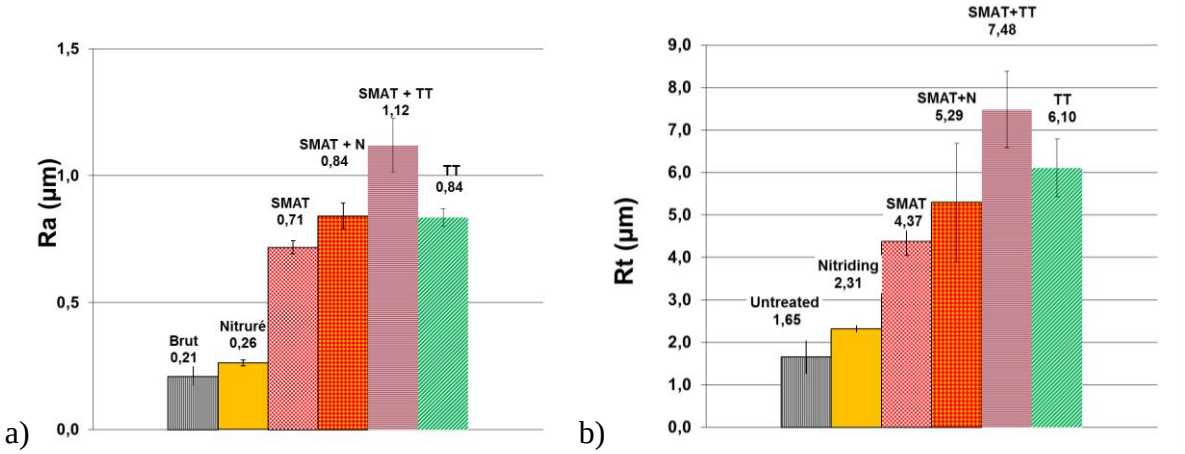


Figure IV. 10 état de surface à chaque étape : a) rugosité ; b) Hauteur totale du profil

4.2 Analyse de phase et de l'oxydation avec la diffraction aux rayons X

La nitruration se base sur la diffusion de l'azote dans le matériau selon des mécanismes qui sont principalement liés à la température, à la durée et à la concentration d'azote. Dans la nitruration à basse température il peut y avoir une transformation austénitique avec des longues durées de traitement [155]. Par contre, à températures relativement élevées, les mécanismes de transformation de phase suivent les règles de la thermodynamique.

La concentration d'azote a un effet surtout sur les nitrures. Une fois la limite de solubilité atteinte, des nitrures de fer tel que $Fe_{2\text{-}3}N$ et Fe_4N commencent à se former en surface et sont responsables de la couche de combinaison.

Pour certains alliages, d'autres précipités peuvent se former, et il existe certains qui sont néfastes pour le matériau. Par exemple pour les aciers inoxydables, la formation de nitrures de chrome peut fait perdre la caractéristique d'inoxydabilité à la pièce, et en plus, empêcher la diffusion de l'azote dans la matrice [156], [157]. Les mesures en diffraction des rayons x réalisées visent à évaluer le comportement du matériau et la diffusion de l'azote pour toutes les conditions traitées dans cette partie du chapitre. Plus précisément, nous cherchons à évaluer l'effet du couplage SMAT + N, celui du SMAT, et celui de la nitruration sur la structure du matériau, ainsi que l'effet des conditions thermiques de la nitruration sur le matériau brut et sur le grenaillage. Le matériau est un acier martensitique, tous les pics sont indexés en cherchant du fer cubique. Depuis les résultats de la Figure IV. 11 nous remarquons qu'il n'y a pas de changements structuraux. En effet en regardant les diffractogrammes du brut et du SMAT, il y a pratiquement les mêmes pics, qui correspondent à du fer cubique, caractéristique du matériau martensitiques [131], [158].

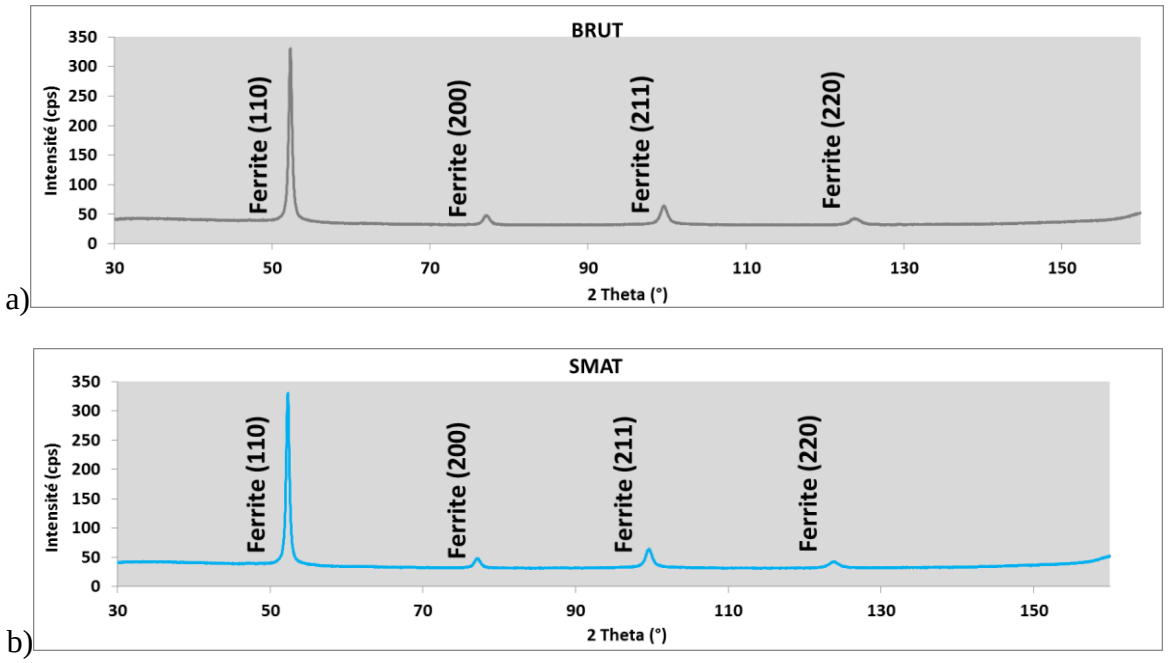


Figure IV. 11 Diffractogramme de rayons X de l'acier X37CrMoV5-1 effectué avec un tube Cobalt ; a) échantillon Brut ; b) échantillon grenaillé ;

Les échantillons après nitruration (N et SMAT +N) présentent des nouveaux pics qui sont essentiellement des nitrures de fer et de chrome, éléments caractéristiques de la couche de nitruration.

Le nitrure de chrome et de fer sont très proches au niveau des angles, distinguer les deux n'est pas simple. Cependant, en vue du pourcentage relativement faible du chrome dans l'alliage en question, nous pensons que la majorité des nitrures soient ceux du fer. Aussi les diffractogrammes entre les SMAT + N et le N sont très similaires. Il y a aussi un pic d'austénite autour des 43° après nitruration. Le passage de martensite à austénite même si moins courant de la transformation austénite-martensite, est observable dans les alliages d'acier après une longue stabilité à températures relativement basses [155].

Il s'agit d'austénite expansée, appelée aussi phase S. L'austénite expansée à l'azote est une solide solution sursaturée métastable avec une structure cubique à faces centrées désordonnées et une maille déformée. Cette phase est dure et résistante à l'usure. L'austénite expansée a également comme particularités d'avoir une teneur en azote élevée (de 10 à 35 at.%) et des valeurs de contraintes résiduelles dans la couche nitrurée très élevées [159]. Le pic d'austénite se confond avec du nitrure de fer et du chrome. Depuis les mesures DRX nous constatons que le SMAT n'a pas un effet négatif au niveau de la formation des nitrures, tant que les deux diffractogrammes révèlent grosso modo les mêmes pics. Il est possible d'observer ce phénomène sur la figure IV.12d où les deux diffractogrammes sont superposés pour mettre en évidence la ressemblance.

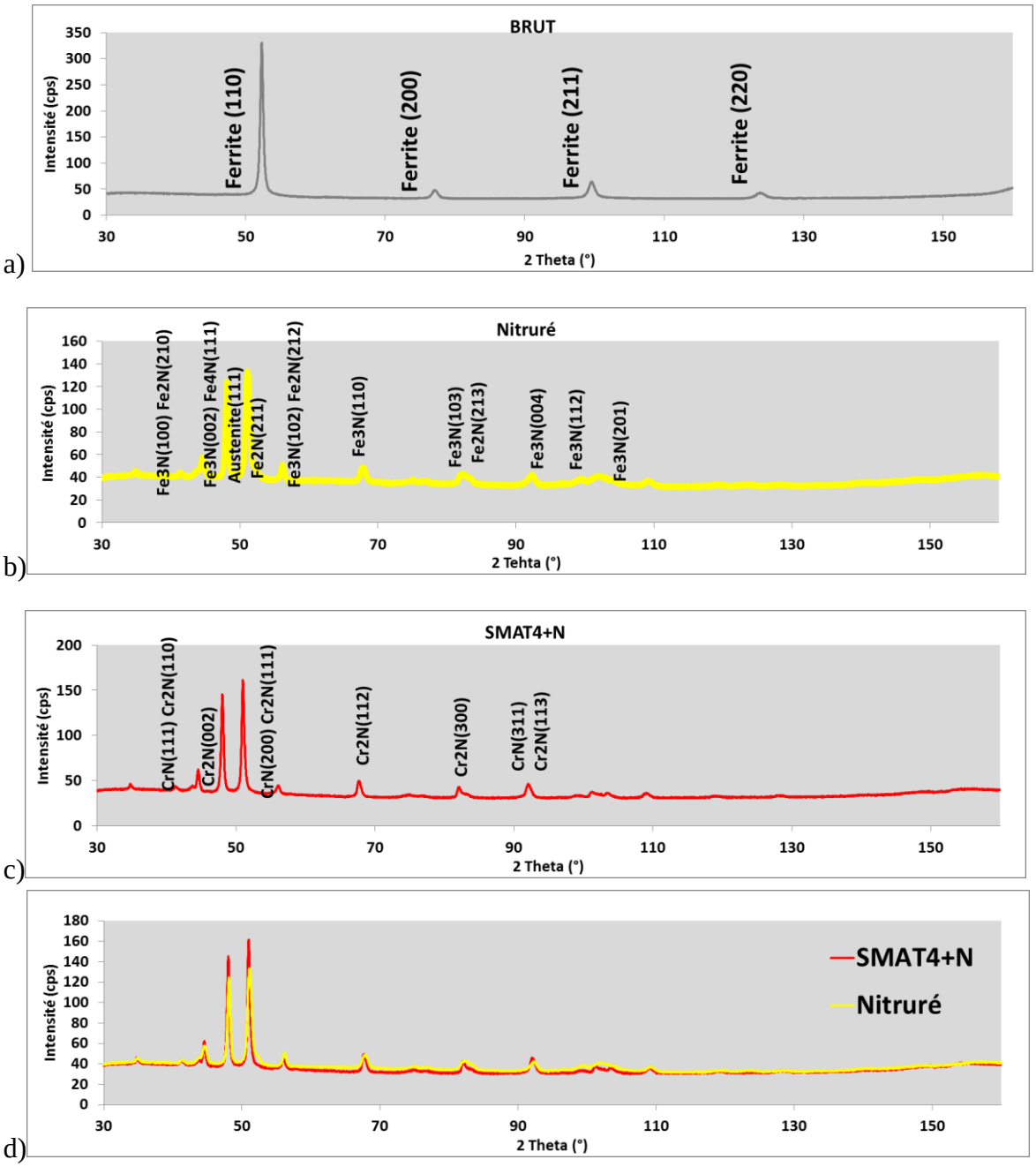


Figure IV. 12 Diffraction aux rayons X de l'acier X37CrMoV5-1 effectué avec un tube Cobalt : a) échantillon Brut ; b) échantillon nitruré ; c) échantillon SMAT + nitruration ; d) superposition des diffractogramme du nitruré seul et du SMAT + N ;

Une analyse supplémentaire a été réalisée sur des échantillons qui ont subi le traitement thermique détaillé dans les paragraphes précédents. Un échantillon brut et un échantillon traité par grenaillage ultrasonore ont étés maintenus 20 heures à la température de nitruration. Ensuite nous avons analysé leurs diffractogrammes et remarqué que tous les pics de fer cubique ne sont plus visibles, et sont remplacés par des pics d'oxyde de fer, d'oxyde de chrome et de carbure de fer. L'échantillon s'est donc oxydé et la couche d'oxydation empêche d'analyser la structure du matériau. Son épaisseur doit être importante, proche ou plus grande de la profondeur analysée lors de la diffraction. Avec les conditions utilisées la profondeur analysée par DRX est d'environ 10 µm avec un diamètre du spot de quelques millimètres.

Cette couche d'oxyde, si elle se formait avant l'introduction de l'ammoniaque, pourrait être un obstacle à la diffusion de l'azote dans le matériau. L'échantillon qui a été grenaillé avant d'être traité thermiquement (SMAT + TT) présente un diffractogramme très similaire au brut, à l'inverse de l'échantillon traité thermiquement sans le SMAT (Figure IV. 13).

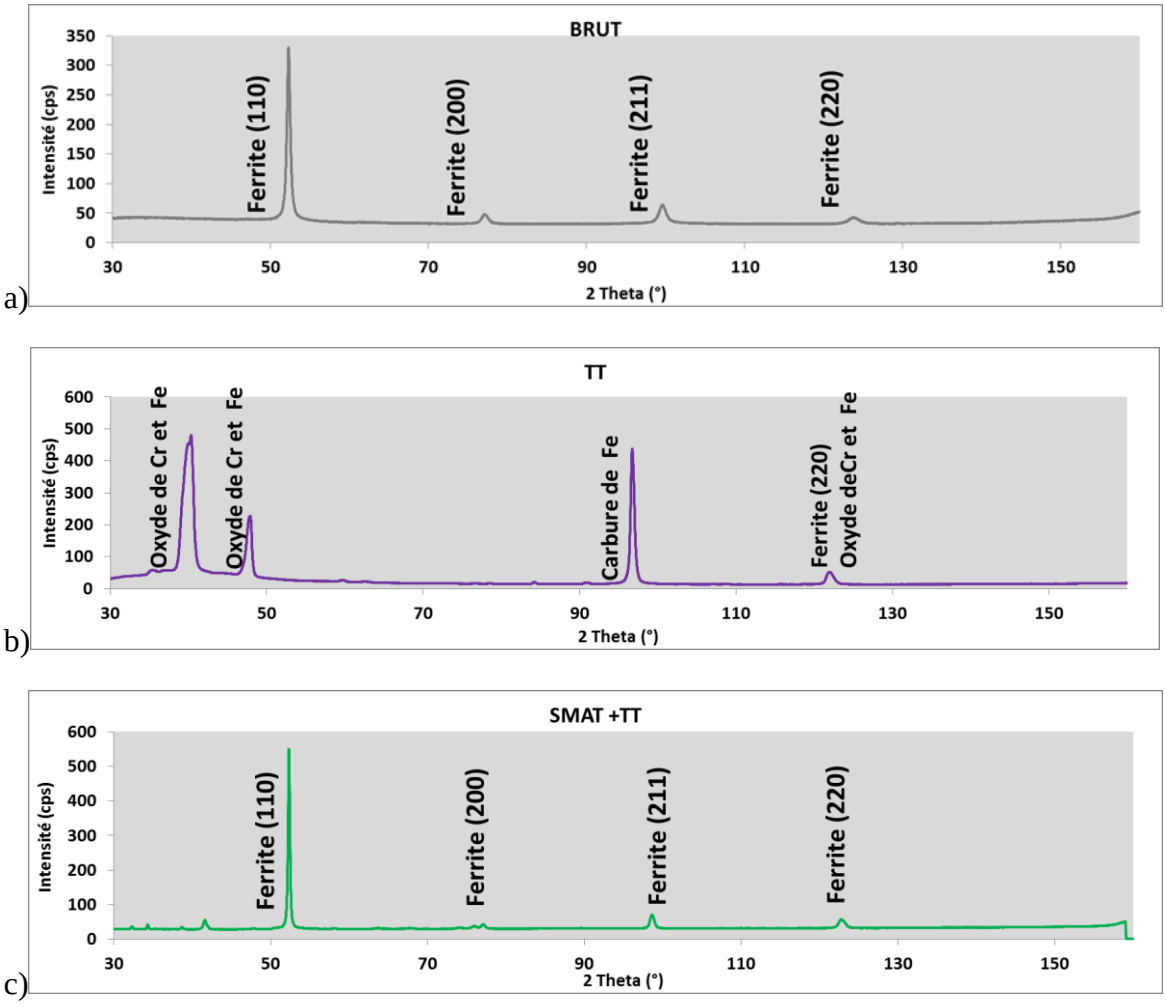


Figure IV. 13 Diffraction aux rayons X de l'acier X37CrMoV5-1 effectué avec un tube de Cobalt ; a) échantillon Brut ; b) échantillon traité thermiquement ; c) échantillon grenaillé et puis traité thermiquement ;

Ce résultat montre que le SMAT protège l'échantillon de l'oxydation [160]–[162], et que les oxydes formés pendant le TT sont peu épais. Dans le volume analysé ils occupent un pourcentage mineur et nous arrivons donc à voir les pics de fer cubique, et les pics d'oxyde de fer et de chrome qui sont presque confondus dans le bruit du signal.

Ajouter un prétraitement de grenaillage avant la nitruration ne change pas la structure du matériau et n'empêche pas la formation de nitrure. Cela diminuerait la présence d'oxyde et de carbure qui pourraient se former à la montée de la température avant l'introduction de l'azote, et pourrait donc gêner la diffusion de l'azote dans la masse. A l'heure actuelle nous n'avons pas plus d'information sur l'oxydation de l'échantillon avant l'introduction de l'azote dans le four. La partie oxydée est visible au microscope grâce à la différence de couleur avec le reste du matériau. Les échantillons ont été découpés, enrobés et polis pour des observations au

microscope suite à une attaque chimique pour relever les grains. La solution utilisée était composée d'acide nitrique à 6% ; d'alcool propylique à 8% ; et d'éthanol à 86%. (en volume). La couche oxydée apparait plus foncée par rapport au matériau à cœur, avec une coloration noire et parfois avec des zones violettes. Les observations révèlent une couche d'oxydation plus épaisse et sur toute la surface pour l'échantillon TT.

L'échantillon SMAT + TT a une couche oxydée moins régulière, avec une épaisseur variable, et une superficie partielle. Les images confirment le phénomène vu avec la diffraction, c'est-à-dire que le SMAT diminue l'épaisseur de la couche d'oxydation due au temps d'exposition à des températures relativement élevées. La couche d'oxyde dépend de plusieurs facteurs : la température, le temps d'exposition à haut température, le type d'alliage, l'état de surface et la géométrie de la pièce. Des études montrent aussi la dépendance de la formation des oxydes de certaines propriétés du matériau, spécialement la dureté et l'éventuelle couche de contrainte de compression [163]. C'est donc probablement l'ensemble de ces deux améliorations, induites par le traitement de grenaillage, qui protègent l'échantillon de l'oxydation.

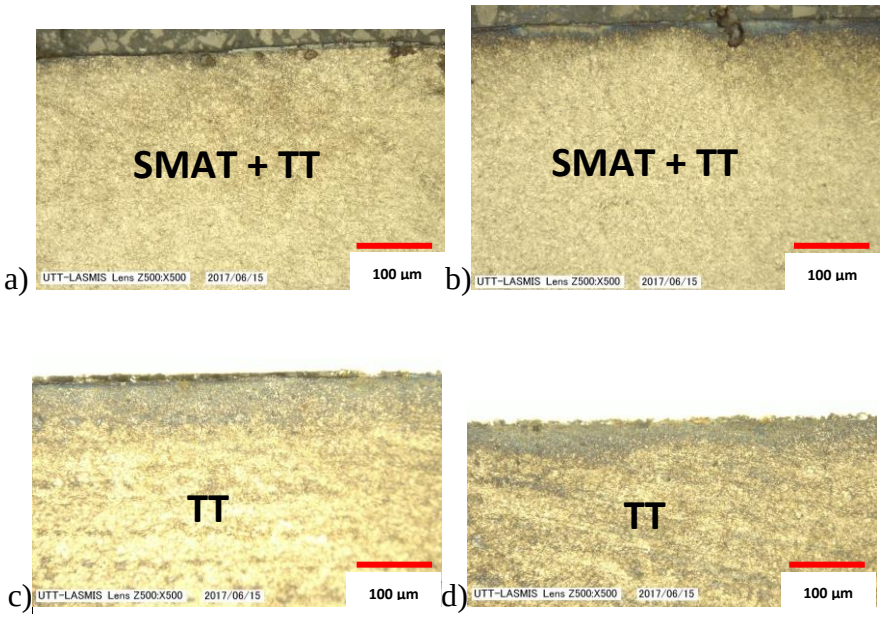


Figure IV. 14 Image microscopique des sections des surfaces après attaque chimique: a) et b) échantillon grenaille et ensuite traité thermiquement ; c) et d) échantillon traité thermiquement ;

4.3 Contraintes Résiduelles

Le procédé de grenaillage induit un gradient de déformations plastiques à la surface des matériaux, suite aux impacts répétés de la grenaille, ainsi qu'un gradient de contraintes résiduelles (CR) de compression sur une épaisseur variable selon les conditions du traitement [34], [164]. La nitruration aussi augmente les contraintes résiduelles dans le matériau, cela est dû à la diffusion de l'azote dans la masse. Celui-ci va compresser le matériau pour trouver sa place entre les interstices de la matière provoquant ainsi des contraintes résiduelles [165], [166]. Dans ce paragraphe les CR ont été mesurés par la méthode du trou incrémental pour chaque condition dans l'intention de connaitre leur évolution et l'impact du grenaillage et du traitement thermique sur le matériau. L'échantillon brut présente déjà une couche de contraintes résiduelles de compression dû à l'histoire de la pièce : fabrication, usinage etc.

Ces contraintes ne sont pas homogènes dans les deux directions. En effet une contrainte en extrême surface plus importante pour la direction x est observée, -400 MPa contre le -200 MPa de la direction Y. Pour les deux directions la contrainte diminue dans la profondeur jusqu'à s'annuler autour de 0.3 mm de profondeur. En nitrurant l'échantillon, les contraintes dans les deux directions s'homogénéisent et l'échantillon présente une couche en compression plus importante en valeur maximale -600 MPa et plus épaisse, environ 0.4 mm. Le grenaillage fait également augmenter les CR, jusqu'a -900 MPa sur les deux directions et sur une profondeur de 0.7 mm. Ces contraintes seront en partie relâchées avec les conditions thermiques de la nitruration comme observer dans le profil de l'échantillon grenaillé et puis traité thermiquement (SMAT + TT). Il est intéressant de mettre en évidence le profil de CR de l'échantillon nitruré après avoir état grenaillé (SMAT + N). Même s'il y a un effet de relaxation des contraintes par rapport à son état initial (SMAT) dû aux conditions thermique, il y a quand même un profil beaucoup plus important par rapport au nitruré seul. La contrainte maximale de compression reste inchangée mais est plus profonde. Comme toute la couche en compression, elle passe de 0.4 mm du nitruré seul à 0.7 mm du SMAT + N (Figure IV. 15).

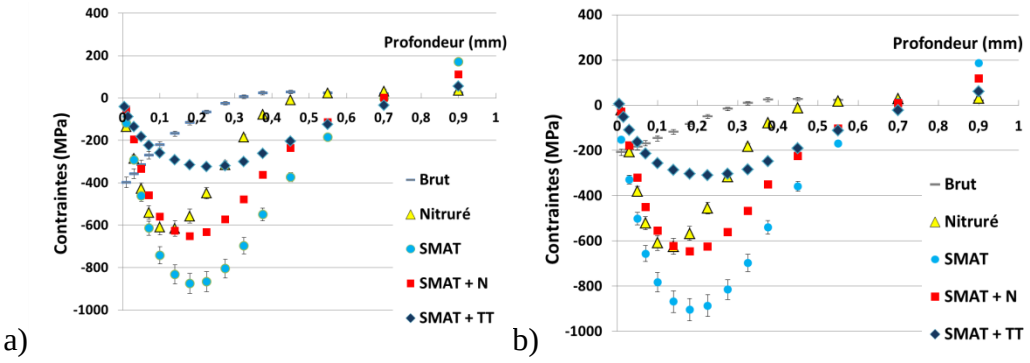


Figure IV. 15 Profil de contraintes résiduelles mesurées avec la méthode du troue incrémental :a) direction X ; b) direction Y ;

Le profil de contraintes résiduelles plus important pour le SMAT + N peut être dû à différentes causes :

- La SMAT peut créer en surface un raffinement des grains, jusqu'avoir des nano grains en extrême surface. Cela veut dire plus de joints de grains, et donc plus de chemins pour la diffusion de l'azote. Si l'azote diffuse il y aura plus de précipités de nitrures dans le matériau, ce qui augmente l'effort interne et donc les contraintes résiduelles.

- A la présence d'une couche de contraintes résiduelles de compression avant la nitruration, donc celles due à la nitruration s'ajoutent à contraintes déjà présentes.

En observant les résultats des mesures des contraintes résiduelles la chose évidente c'est que le grenaillage avant la nitruration induit à la pièce une couche de contraintes résiduelles de compression plus épaisse que la seule nitruration.

4.4 Micro-dureté et Nano-indentation du couplage

L'effet bénéfique du SMAT, comme traitement en amont de la nitruration au niveau de la dureté, a été déjà observé dans les paragraphes précédents. Cette partie se concentre sur l'étude de l'échantillon TT pour évaluer un éventuel adoucissement du matériau, et sur la

compréhension de comment le SMAT intervienne dans la croissance de la dureté dans le couplage.

Les mesures de microdureté ont été effectuées avec les conditions décrites dans le paragraphe 0. Les résultats mettent en relief que le TT diminue la dureté initiale du matériau (**Figure IV. 16**b). La cause peut être attribuée à la relaxation des contraintes résiduelles ou à un grossissement de la taille des grains. Cependant, les résultats de la **Figure IV. 16**a mettent en évidence que l'adoucissement qui peut avoir lieu dans le matériau, aux conditions thermique de la nitruration, n'empêche pas d'augmenter la dureté initiale en manière très important. Augmentation qui est encore plus marquée lors qu'on ajoute un prétraitement mécanique comme le grenaillage à priori. Nous constatons que le SMAT augmente seulement légèrement la dureté. Les conditions thermiques en plus, il semblerait annuler cette amélioration. C'est la raison pour laquelle nous pouvons affirmer que l'augmentation de dureté du SMAT + N est due quasi exclusivement à la nitruration, rendue plus efficace grâce au prétraitement SMAT. Dans la majorité des études, l'augmentation de la dureté après nitruration est liée à la cinétique de diffusion de l'azote dans la matière. La meilleure diffusion de l'azote est due à la présence de grains de plus petit taille en surface qui créent une densité majeur de joints de grains, et donc des voies supplémentaires pour la diffusion des atomes d'azote [54]. D'autres facteurs aident la diffusion de l'azote, comme les défauts (lacunes, dislocations..) introduits lors d'une déformation plastique sévère. L'augmentation supplémentaire de dureté introduite dans l'échantillon SMAT+N par rapport au N n'est pas directement due grenaillage, mais de la meilleure diffusion d'azote[46], [54], [55]. Des observations supplémentaires de la structure du matériau après grenaillage pourraient vérifier l'éventuelle présence d'un raffinement des grains.

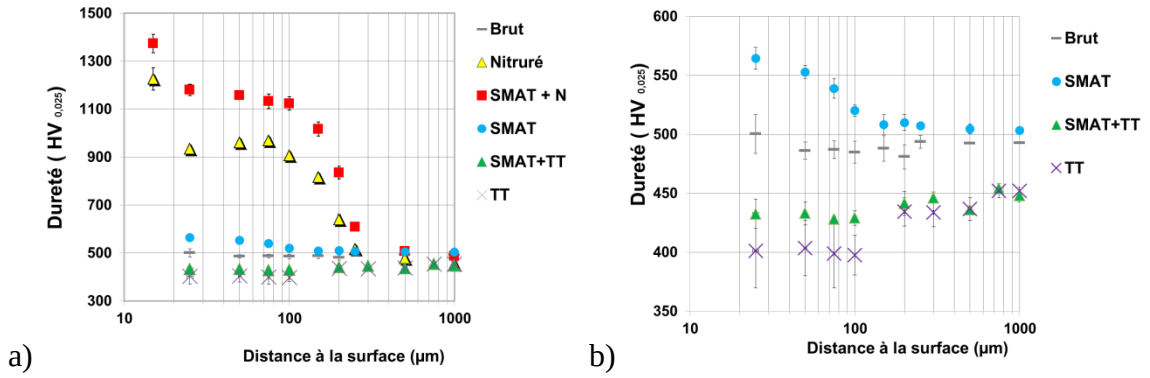


Figure IV. 16 Micro dureté Vickers, évaluation des conditions thermiques: a) tous les échantillons ; b) Effet d'un traitement thermique sur la dureté du matériau brut et du matériau SMATé ;

Avec des mesures de nano indentation la dureté du matériau est étudiée de manière plus précise que la micro-dureté. Les mesures confirment les analyses de la micro-dureté avec le SMAT qui, couplé à la nitruration, augmente de façon considérable la dureté et les conditions thermiques qui adoucissent le matériau. Dans la Figure IV. 17 la zone affectée par la nitruration est visible de manière encore plus nette avec une chute de dureté à partir de 200 µm, ce qui correspond à peu près à la fin de la couche nitrurée.

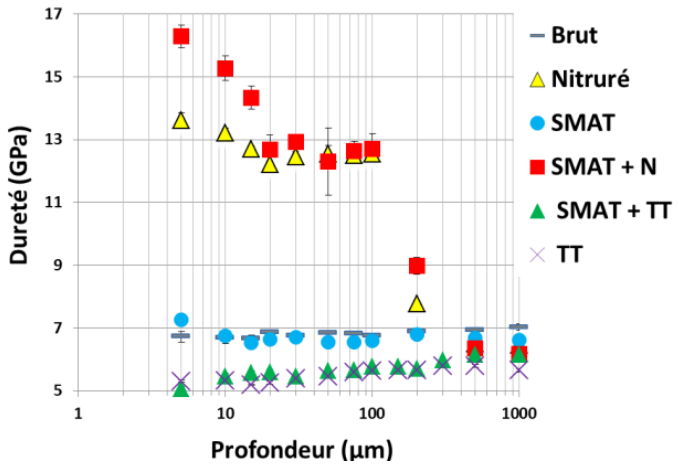


Figure IV. 17 Profil de nano indentation réalisés sur la section transverse de tous les échantillons étudiés.

IV.5 Synthèse

Dans ce chapitre l'effet du SMAT en amont de la nitruration sur un acier martensitique avec les mesures de micro dureté, nano indentation, contraintes résiduelles rugosité, diffraction aux rayons X et observations de la micrographie au microscope a été analysé. Quatre conditions de grenaillage ultrasonore ont été testées avant de choisir celle qui donnait le meilleur résultat dans le couplage avec la nitruration au niveau de la dureté et de l'épaisseur de la couche de nitruration. Tous les quatre sont capables d'améliorer la performance de la nitruration gazeuse testée, mais le SMAT 4 est celui qui augmente le plus la dureté et l'épaisseur de la couche de nitruration. Les avantages du couplage ont été mis en évidence et les augmentations des prestations mécaniques du SMAT+N sont liées à l'efficacité majeure de la nitruration après SMAT, et sont surtout liées à la meilleure diffusion des atomes d'azote dans la matrice. L'épaisseur de la couche de nitruration change légèrement en ajoutant le SMAT comme prétraitement. Cependant, la dureté et les contraintes résiduelles ont une augmentation considérable. Plus de 30 % de dureté et presque le double de profondeur pour la couche mise en compression pour la condition SMAT4+N par rapport à le nitruré (N). De même pour la couche de combinaison qui quasi double son épaisseur. Le prétraitement mécanique réalisé, outre l'effet positif sur la diffusion de l'azote, induit à la pièce une couche de contraintes résiduelles de compression, caractéristique du grenaillage, qui persiste après les conditions thermique de la nitruration. La dureté supérieure du SMAT+N par rapport au N est due probablement à la meilleure cinétique de diffusion d'azote dans l'échantillon. C'est-à-dire que le prétraitement n'augmente pas directement la dureté final dans le couplage, mais intervienne plus sur l'efficacité de la nitruration et ça sera la meilleure diffusion de l'azote qui fera argumenter plus la dureté. Les contraintes résiduelles plus profondes sont probablement dues à l'effet du grenaillage. En effet la partie dédiée au comportement du matériau vis-à-vis des conditions thermiques de la nitruration montre que l'apport du SMAT sur le matériau au niveau de dureté est pratiquement annulé par la stabilité de l'échantillon à températures relativement élevées. Par contre, les contraintes résiduelles, malgré qu'elles se relaxent, gardent quand même une couche de compression plus profonde que le nitruré seul. Profondeur que l'on retrouve dans le SMAT + N. Un cadre complet des résultats est présenté dans le tableau suivant :

Tableau 29 Résumé des résultats ;

	Brut	Nitruré	SMAT +N	Résultats (%)
Rugosité (Ra)	0.21 µm	0.26 µm	0.84 µm	+220 %
Contrainte maximale	-200 MPa	-614 MPa	-652 MPa	+6%
Profondeur compression	0.25 µm	0.45 µm	0.7 µm	+55%
Dureté Vickers à 25 µm	500 HV	935 HV	1180 HV	+26%

En conclusion nous pouvons dire que le SMAT avant nitruration accentue toutes les améliorations apportées par la nitruration seule (N) et augmente légèrement l'épaisseur de la couche de nitruration. L'éventuelle présence de nano-grains en extrême surface faciliterait aussi la diffusion de l'azote grâce à la majeure densité de joints de grains et donc de voies

utiles pour rentrer dans la masse. Le couplage grenaillage acier martensitique n'est pas courant. Grenailler ce type d'acier, déjà très dur à la base, n'est pas commun. Cependant les résultats montrent des effets bénéfiques comparables au plus populaire couplage grenaillage-nitruration des acier austénitique [26], [54], [58], [167].

CHAPITRE V : Comparaisons expérimentales du grenaillage ultrasonore, du grenaillage classique et du choc laser

V.1 Introduction

Parmi les différents traitements de surface, le grenaillage est sûrement un des plus utilisés, même si le choc laser commence à prendre sa place lui-aussi. Chaque traitement a ses points forts et ses points faibles. Dans le choix du type de procédé le plus adapté selon son application, il y a plusieurs facteurs à prendre en compte. Notamment l'état de surface, très important pour le domaine médical par exemple [168], ou les contraintes résiduelles de compression assez marquées : diverses études montrent leur effet bénéfique sur la résistance à la fatigue [29], [169]. Parfois l'opérateur doit faire des concessions, c'est-à-dire renoncer à certaines propriétés pour en préférer d'autres. Ce chapitre présente une comparaison expérimentale entre trois traitements de surface couramment utilisés : le grenaillage ultrasonore (GUS), le grenaillage classique (GC) et le choc laser (LSP). Bien qu'ayant le même objectif, c'est-à-dire l'amélioration des propriétés mécaniques des pièces et l'introduction d'une zone de contraintes résiduelles de compression en extrême surface, leur mise en œuvre est assez différente, surtout pour le choc laser (Chapitre I, section I.3). Pour cette raison, réaliser une comparaison n'est pas évidente et, dans la bibliographie, le nombre d'ouvrages qui confrontent ces trois traitements est limité. Dans la suite de ce chapitre, nous utiliserons chaque procédé dans les conditions usuellement adoptées pour les matériaux traités : l'acier inoxydable 316L et l'alliage de titane Ti-6Al-4V.

Ce chapitre se décompose en deux parties. Dans la première partie, les deux matériaux et le détail des traitements étudiés sont présentés. Puis, dans une seconde partie, un large éventail de mesures expérimentales a été effectué pour caractériser la surface traitée et le comportement mécanique des deux matériaux. Nous nous sommes spécialement arrêtées sur les mesures de : Rugosité ; Dureté Vickers ; Nano indentation ; Contraintes Résiduelles par la méthode du troue incrémental et par DRX ; Écrouissage ; Observation microscopique : EBSD, TKD.

L'objectif est de comprendre le comportement de ces deux matériaux, qui ont subi les mêmes types de traitements via leurs propriétés mécaniques, par des observations microstructurales afin de mettre en évidence les différences, et leurs causes, entre le LSP, le GC et le GUS.

V.2 Les matériaux

Les deux matériaux retenus pour cette étude sont l'acier inoxydable 316L et l'alliage de titane Ti6Al4V. Ils sont en effet bien connus et utilisés dans différents domaines de l'industrie.

2.1 L'acier inoxydable 316L

Les aciers inoxydables sont des alliages de fer qui présentent en plus de propriétés mécaniques classiques des aciers, une importante résistance à la corrosion [48], caractéristique principalement due à la présence de Cr dans les éléments d'addition de l'alliage. Le Cr en effet crée en surface une couche de passivation qui protège le matériau des agents chimiques externes.. Grâce à sa bonne résistance à la corrosion et à sa biocompatibilité élevée, cet alliage est particulièrement utile dans le biomédical.

Le matériau analysé dans la thèse est le 316L. Il s'agit d'un acier inoxydable austénitique polycristallin correspondant à la norme AFNOR X2CrNiMo18.14.3 (AISI 316 L-ASTM F138 ou ISO 5832-1). Il est fourni sous la forme de barres de 80mm de diamètre, à l'état hypertrempé permettant d'obtenir une phase austénitique homogène. Ces barres sont découpées en disques de 10mm et 6mm d'épaisseur pour obtenir nos échantillons. Sa composition chimique est présentée dans le tableau suivant :

Tableau 30 Composition chimique de l'acier inoxydable 316L selon les indications du fournisseur ACNIS ;

	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	Cu	V	P	Ti	S	Fe
Wt %	0.013	17.37	14.52	2.80	1.7	0.26	0.088	0.08	0.07	0.017	0.005	0.003	reste

Le carbone ainsi que ses éléments d'alliage ont une influence sur les propriétés mécaniques de l'acier ainsi que sur son austénisation. En effet, certains éléments comme le Mn et le Ni permettent de stabiliser la phase austénitique contrairement aux éléments alphagènes comme le Si, le Cr et le V. L'addition de carbone augmente la résistance à la traction ainsi que la dureté de l'acier; le manganèse prévient la fragilité à chaud et augmente également la dureté; le chrome confère à l'acier sa résistance à la corrosion, à l'oxydation ainsi qu'à l'abrasion des surfaces, tandis que le nickel augmente la résistance mécanique et le durcissement. Les caractéristiques mécaniques moyennes à 20°C sont données par le fournisseur et présentées dans le tableau 2 ci-dessous.

Tableau 31 Propriétés mécaniques de l'acier inoxydable 316L (ACNIS) ;

Limite d'élasticité à 0,2% d'allongement (MPa)	Contrainte à la rupture (MPa)	Allongement à la rupture (%)	Densité (kg/m^3)
276	593	53	7800

2.2 L'alliage de titane Ti-6Al-4V

Il existe une large gamme d'alliages de titane. Selon leur composition chimique et leur microstructure, ils peuvent présenter différentes propriétés comme la résistance à la corrosion, au feu, à l'érosion, la biocompatibilité ou encore posséder de bonnes propriétés mécaniques,

comparables à celles des aciers, mais avec une densité moins importante [170]. Le titane pur présente une transformation de type martensitique au voisinage de 882°C. En dessous de cette température, la structure cristalline est hexagonale compacte : cette phase est appelée phase α. Au-dessus de cette température, la structure est cubique centrée, appelée phase β. Les éléments d'addition dans l'alliage stabilisent soit la phase α (alpha-gènes) en augmentant la température de transition α-β, comme l'aluminium, soit la phase β (beta-gènes) en diminuant cette température, comme le vanadium. Il est donc possible d'avoir différents types d'alliages de titane, dénommés selon la phase majoritaire. Nous pouvons ainsi retrouver des alliages contenant exclusivement la phase α (100% de phase alpha à 20°C), ou, des alliages contenant majoritairement la phase β présente dans un état métastable (100% de phase beta).. Généralement les alliages de titane sont composés d'un mélange des deux phases : les alliages α + β. Le Ti-6Al-4V fait partie de cette dernière catégorie [170]. Le matériau analysé dans cette thèse est l'alliage grade 5, fourni en barres de 80 mm de diamètre, sorties d'un procédé d'extrusion, découpées en disques d'épaisseur de 10 mm et 6 mm. La composition chimique de cet alliage est présentée dans le Tableau 32 suivant :

Tableau 32 Composition chimique de l'alliage de titane Ti-6Al-4V ;

	Al	V	Fe	C	N	O	O+2N	Y	H	Ti
Wt%	6,5	4,2	0,18	0,01	0,01	0,20	<0,22	<0,005	0,002	reste

Les éléments d'addition jouent aussi un rôle sur les propriétés mécaniques de l'alliage. L'aluminium est un élément alphagène qui durcit la phase alpha et améliore la résistance du matériau ainsi que sa tenue au fluage. Sa quantité est limitée à 7% afin d'éviter les précipitations locales de phase α secondaire qui fragilisent le matériau. Le vanadium est quant à lui un élément béta-gène permettant d'augmenter la ductilité. Les principales caractéristiques mécaniques sont présentées dans le tableau 4 suivant :

Tableau 33 Propriétés mécaniques de l'alliage de titane Ti-6Al-4V (ACNIS) ;

Limite d'élasticité à 0,2% d'allongement (MPa)	Contrainte à la rupture (MPa)	Allongement à la rupture (%)	Densité (Kg/m^3)
878	956	15	4400

V.3 Les Traitements

3.1 Grenaillage classique

Le grenaillage classique a été effectué avec une buse de 10 mm de diamètre qui, à l'aide d'air comprimé, projette la grenaille sur la surface de l'échantillon. La grenaille était du type S110 58 HRc. Les paramètres ont été réglés afin d'avoir un traitement avec une intensité Almen F15A et un taux de recouvrement de 125 %. Ceci correspond au type de traitement communément utilisé en grenaillage conventionnel. Sur la Figure V. 1 est illustré le positionnement de l'échantillon en face de la buse pendant le traitement.

Figure V. 1 Dispositif de grenaillage classique pour un disque en Ti-6Al-4V ;

Lors du grenaillage classique, les paramètres à régler pour atteindre l'intensité désirée sont la pression de l'air comprimé et le débit de sortie de la grenaille, ainsi que le type de grenaille à utiliser. Dans le tableau 5 sont indiqués les paramètres utilisés pour le traitement de grenaillage conventionnel effectué sur les échantillons en acier 316L et Ti-6Al-4V.

Tableau 34 Résumé des conditions de grenaillage classique ;

Grenaillage Classique d'intensité Almen F15A	
Intensité	15 Almen
Buse	Circulaire 10 mm
Grenaille	S110 58 HRc
Angle	90° Perpendiculaire à la surface à traiter
Recouvrement	125%

3.2 Grenaillage ultrasonore (SMAT)

Le grenaillage ultrasonore a été effectué avec une intensité Almen de F23A, et un taux de recouvrement de 3000% afin de générer des nanostructures tant que faire se peut. Le taux de recouvrement élevé, visant à former des nano-grains, fait si que dans notre cas le traitement de grenaillage ultrasonore peut aussi être appelé SMAT (voir le procédé SMAT). En réalité, plus que le taux de recouvrement, pour le SMAT, la référence c'est le temps de traitement, que dans le cas de ma thèse a été converti en % de recouvrement pour avoir un lien direct avec le grenaillage classique. Sur la figure V.2 est représenté le système de traitement par grenaillage

ultrasonore. Les traitements ont été effectués avec un appareil portatif conçu au laboratoire, disposant d'une sonotrode circulaire en Ti-6Al-4V de 70 mm diamètre.

Figure V. 2 Appareil portatif pour grenaillage ultrasonore ;

Pour ce type de traitement, les paramètres principaux à régler pour avoir l'intensité désirée sont : l'amplitude de vibration, la distance pièce-sonotrode et le type de billes. Dans notre cas le grenaillage ultrasonore a été effectué avec des billes de 3 mm en acier et avec une fréquence de vibration de la sonotrode de 20 kHz. Dans le tableau suivant sont mentionnées les conditions utilisées.

Tableau 35 Résumé des conditions de grenaillage ultrasonore ;

Grenaillage Ultrasonore d'intensité Almen F23A	
Intensité	23 Almen
Sonotrode	Circulaire 70 mm en Ti6Al4V
Fréquence de vibration	20000 Hz
Billes	Acier ; 3mm
Recouvrement	3000%

3.3 Choc laser

Le choc laser a des réglages complètement différents par rapport aux traitements de grenaillage classique et ultrasonore. Un des paramètres les plus importants à prendre en compte est la puissance du laser, qui est adaptée selon les matériaux et qui a un lien direct sur l'efficacité du procédé [63], [67]. Les autres paramètres importants à prendre en compte sont : la durée de l'impulsion, la fréquence de tir, la nature du film thermo-protecteur, le taux de recouvrement (qui n'a pas le même sens utilisé que pour le grenaillage (Chapitre I, section I.2)). L'influence de tous ces paramètres a été développée dans le chapitre bibliographique. Les échantillons ont été recouverts d'un film thermo-protecteur adhésif, en aluminium, d'épaisseur 120 µm, puis fixés au fond d'un bac d'eau, en face de la sortie du laser. Ce dernier se déplace sur la surface de la pièce et l'impacte avec des impulsions de 8 GW/cm^2 pour le 316L et 10 GW/cm^2 pour le Ti-6Al-4V. Le système de choc laser utilisé est représenté sur les **Figure V. 3**a et **Figure V. 3**b.

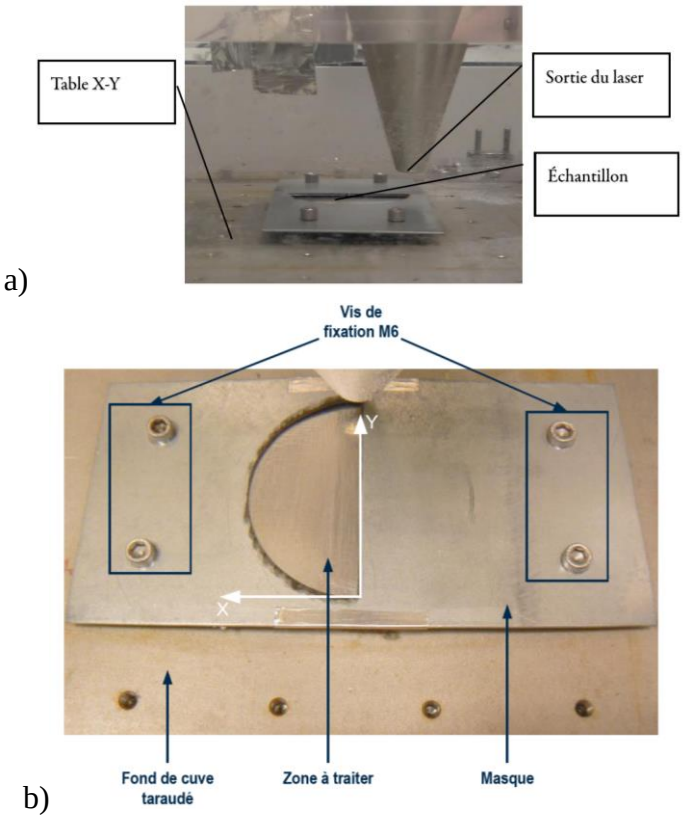


Figure V. 3 Système de traitement par choc laser. a) Vue latérale ; b) Vue de haut ;

Les traitements ont été effectués avec un recouvrement de 50 % en deux passes. La direction du traitement, et le chevauchement des spots entre les deux passes sont représentés sur la **Figure V. 4**. L'étape 1 correspond à la première passe au cours de laquelle la surface est recouverte d'impacts. Puis, dans l'étape 2, la deuxième passe recouvre la première avec un décalage égal au rayon des impacts et avoir ainsi un état de surface plus homogène (Chapitre I). Sur la Figure V. 4, il est possible de distinguer les signes des impulsions laser sur le film thermo protecteur pendant les passes 1 et 2. Ces marques sur la surface sont à peine perceptibles en contrejour, en effet la rugosité résiduelle de ce type de traitement est très faible. Le tableau 7 présente le détail des paramètres de traitement utilisés pour les deux matériaux.

Tableau 36 Résumé des conditions du Choc Laser ;

Choc laser		
Matériau	**316L**	**Ti-6Al-4V**
Intensité	8 GW/cm^2	10 GW/cm^2
Durée d'impulsion	7,1 ns	7,1 ns
Fréquence de tir	2 Hz	2 Hz
Taille du spot	4 mm	4mm
Forme du spot	Circulaire	Circulaire
Décalage entre les impacts (Δx)	2 mm	2 mm
Recouvrement	50%	50%

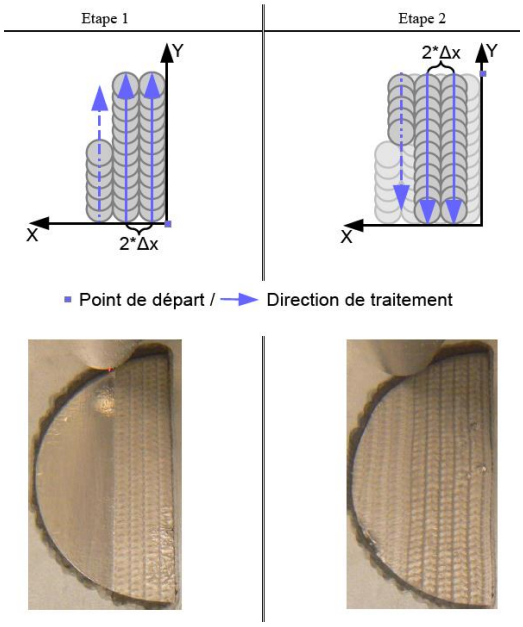


Figure V. 4 Illustration de la direction du traitement pour les première et deuxième passes ;

Pour chaque échantillon, une dénomination a été choisie afin de permettre de reconnaitre assez rapidement la nature du matériau et le traitement réalisé. Dans le tableau 8 sont reportés les dénominations utilisées qui seront employées tout au long du chapitre.

Tableau 37 Dénomination des échantillons ;

Dénomination des échantillons					
Matériau	316L	Simplifié	Ti-6Al-4V	Simplifié	Description
Grenaillage Classique	316L F15A125GC	GC	Ti-6Al-4V F15A125GC	GC	Intensité Almen F15A recouvrement 125%
Grenaillage Ultrasonore	316L F23A3000SMAT	SMAT GUS	Ti-6Al-4V F23A3000SMAT	SMAT GUS	Intensité Almen F23A recouvrement 3000%
Choc laser	Acier 2 passes	AP2	Ti-6Al-4V 2 passes	TP2	Echantillon traité par choc laser à différents nombre de passes.

V.4 Comparaison expérimentale entre le grenaillage ultrasonore, le grenaillage classique et le choc laser

Dans cette section, les trois traitements sont analysés en termes de propriétés mécaniques, de surface et microstructure. Les techniques expérimentales présentées en annexe sont appliquées aux échantillons présentés dans le tableau 8

4.1 Etat de surface

Les trois procédés en question ont un impact sur l'état de surface, qui a été évalué par une étude de la rugosité. Tous les échantillons ont été polis jusqu'au papier abrasif 1200 avant d'être traités, afin d'effacer les stries d'usinage et avoir un état de surface initial assez homogène et lisse afin de pouvoir quantifier l'effet des 3 traitements sur la rugosité des deux matériaux de l'étude. Pour le GC et le GUS, la surface générée présente une rugosité plus importante que celle de l'échantillon brut poli (Figure V. 5).

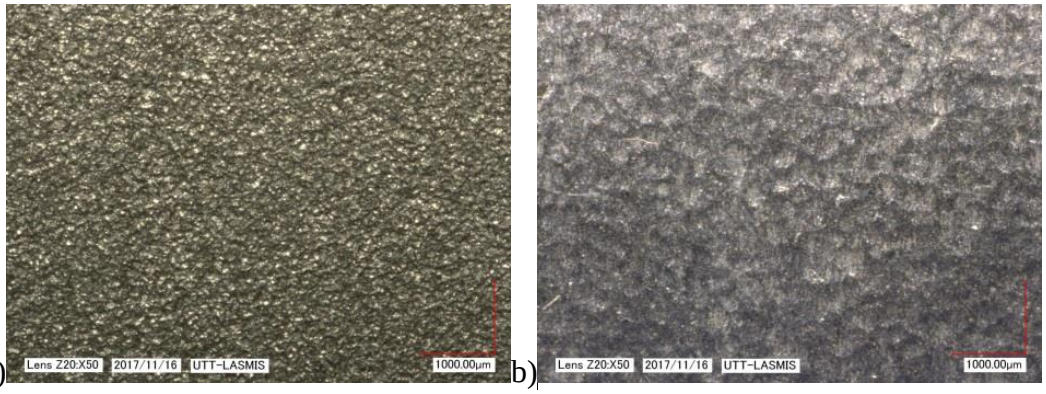


Figure V. 5 Photographie (microscope numérique) de la surface traitée de l'échantillon en 316L : a) après Grenaillage Classique ; b) après Grenaillage Ultrasonore

Le choc laser permet de conserver une surface assez lisse, et les impacts ne sont visibles qu'à contrejour. Les deux paramètres de la rugosité analysés sont *Ra* et *Rt* (Figure V. 6 et Figure V. 7). Ces deux paramètres augmentent de manière significative quand l'échantillon est traité avec le grenaillage conventionnel et assez peu après le choc laser. L'effet du grenaillage ultrasonore se positionne entre les deux. La différence de rugosité générée entre le grenaillage classique et l'ultrasonore est essentiellement due au type de grenaille utilisée. En effet, la sphéricité parfaite et la surface très lisse de la grenaille (billes) utilisée dans le cas du GUS font que la surface impactée est moins détériorée que dans le cas du GC. La plus faible vitesse d'impact des billes et leur plus grand rayon dans le cas du GUS par rapport au GC contribuent également à cette tendance. En effet, l'enfoncement des billes à la surface d'un matériau est proportionnel à la vitesse d'impact et au rayon de la bille, comme cela est décrit par le modèle de contact de Hertz (voir le chapitre I). Le fait d'avoir des impacts multidirectionnels dans le GUS peut aussi avoir une influence sur l'obtention d'une rugosité plus faibles, les empreintes laissées par des trajectoires obliques étant moins profondes [15], [17], [171]. Le choc laser, étant un procédé qui n'implique aucun contact direct avec la surface, modifie assez peu son état par rapport à d'autres traitements mécaniques de surface. Une modification de la rugosité est toutefois observée, due à l'enfoncement de la matière sous l'effet de l'onde de choc causée

par le plasma. Ceci provoque une marque sur l'échantillon, de la taille et de la forme du spot. Généralement, la rugosité dépend du sens d'avancement du laser [82], du taux de recouvrement et du nombre de passes. Dans le cas observé, les deux passes avec un taux de recouvrement de 50 % modifient beaucoup moins l'état de surface que le GC et le GUS. De plus, une rugosité très similaire dans les deux directions a été obtenue, ce qui est probablement dû au fait que pour la deuxième passe, le sens d'avancement a été inversée (voir la Figure V. 4)

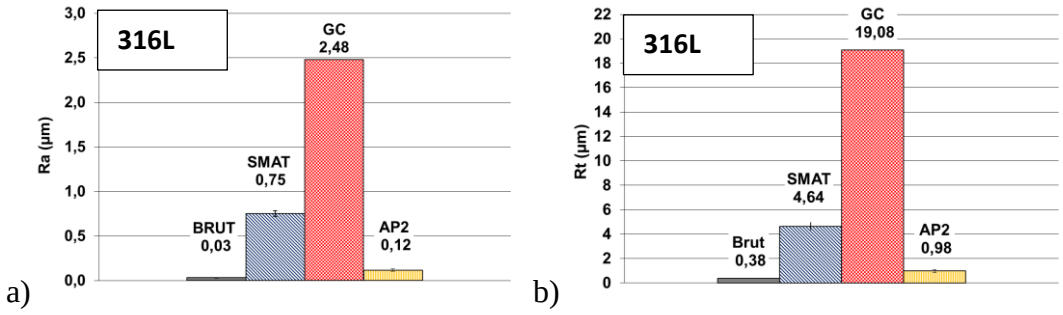


Figure V. 6 Rugosité des échantillons étudiés en 316L : a) Moyenne arithmétique ; b) hauteur totale du profil ;

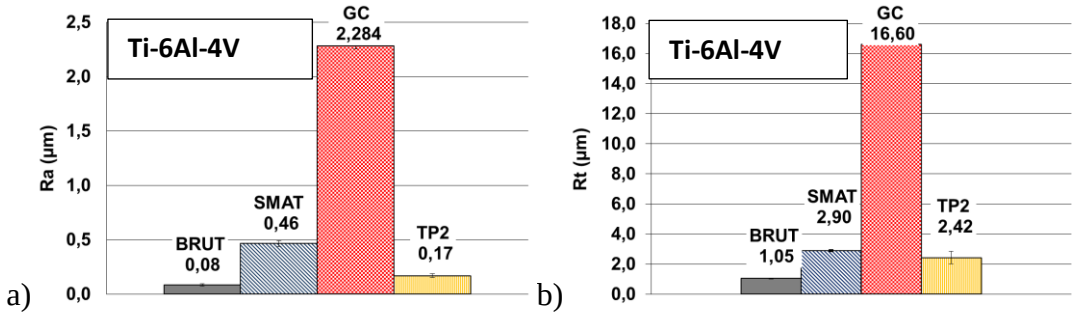


Figure V. 7 Rugosité des échantillons en Ti-6Al-4V : a) Moyenne arithmétique ; b) hauteur totale du profil ;

4.2 Micro-dureté

L'un des objectifs d'un traitement de surface mécanique est de durcir le matériau. Une dureté importante en surface permet souvent au matériau de mieux résister à la corrosion et au frottement [131], [161]. Pour le durcissement d'un matériau par traitement mécanique il faut générer des dislocations (ou des macles), donc provoquer une déformation plastique sur la pièce, souvent suite à l'application d'un effort externe qui produit dans le matériau une contrainte dépassant un seuil critique, la limite d'élasticité, ce qui entraine une déformation permanente. Ce cas c'est le durcissement par écrouissage, avec mouvement des dislocations selon certains systèmes de glissement et production de nouvelles dislocations. L'interaction entre les dislocations réduit leur mouvement et le matériau en ressort donc plus dur. Un durcissement peut se produire aussi suite à une transformation de phase. Avec les procédés thermiques adéquats, un acier austénitique, de structure cubique à faces centrées (CFC), peut se transformer en martensite de structure cubique centré, plus dure que l'austénite [172]. La transformation de phase, pour des aciers inoxydables austénitiques métastables, peut se produire aussi par déformation plastique, donc par grenaillage [173].

Le durcissement lié à la diminution de la taille des grains peut être décrit par la relation de Hall- Petch, ci-après :

$$R_{p0.2} = R_0 + \frac{k_p}{\sqrt{d}} \quad \text{(V. 81)}$$

Avec $R_{p0.2}$ la limite d'élasticité du matériau, R_0 et k_p des constantes du matériau et d la taille moyenne des grains.

Des mesures de micro-dureté Vickers ont été réalisées sur les échantillons afin d'évaluer le gradient de dureté généré depuis la surface jusqu'au cœur des échantillons traités. Les disques ont été découpés après traitement afin d'obtenir des petits cubes d'une taille adaptée pour être ensuite enrobé dans de la résine (environ 1 cm de côte), polis et indentés par micro-dureté et nano-dureté sur la section transversale par rapport à la surface traitée.

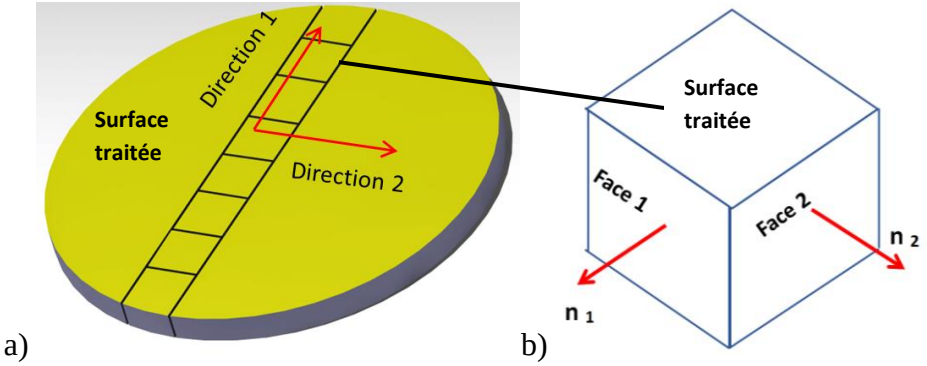


Figure V. 8 Exemple de la découpe des échantillons ;

Les mesures ont été prises à différentes distances de la surface traitée (25, 50, 75, 100, 150, 200, 300, 500, 750, 1000 µm). Pour chaque profondeur, il y eu au moins 5 indents, avec 25 g de charge et 10 secondes de temps de maintien de la charge. Les profils ont été tracés à différents endroits de l'échantillon brut pour analyser l'homogénéité du matériau (voir annexe V.2). Ensuite, toutes les mesures comparatives ont été effectuées à 2 cm du centre de chaque disque et sur la face 1 de normale n_1 parallèle à la direction 1 en référence à la Figure V. 8.

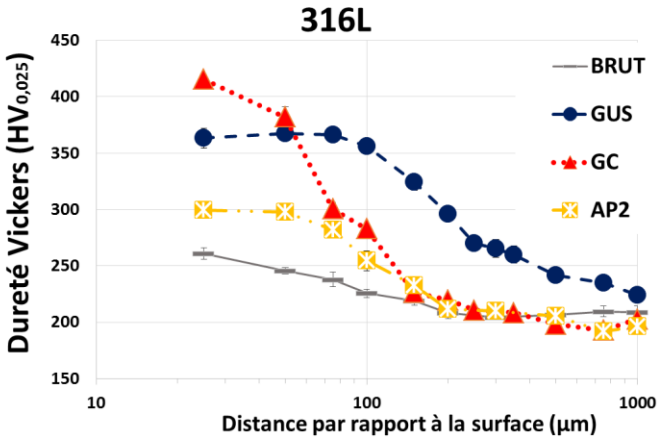


Figure V. 9 Profils de micro-dureté Vickers obtenus dans la section des échantillons en 316L

Comme le montre la Figure V.8, la micro-dureté de l'échantillon brut présente un gradient, avec environ 260 $HV_{0,025}$ en surface et 210 $HV_{0,025}$ à cœur. Les trois traitements augmentent la dureté en surface sur une couche plus ou moins épaisse selon le type de traitement adopté.

En extrême surface c'est le grenaillage classique qui augmente le plus la dureté, avec une diminution assez rapide quand la distance à la surface augmente pour rejoindre la dureté du brut autour de 200 µm de profondeur [141]. Le grenaillage ultrasonore génère une dureté en surface moins importante que le GC mais la diminution de la dureté avec la profondeur se fait de façon moins rapide. Après GUS, la couche affectée est plus épaisse et se situe autour d'un millimètre [15]. L'utilisation de billes de plus gros diamètre (3 mm) en GUS par rapport au GC pourrait expliquer pourquoi le matériau est plastifié plus en profondeur. L'échantillon traité par choc laser est celui dont l'augmentation de dureté est la moins probante par rapport au brut. Ce type de traitement est connu pour sa capacité à peu écrouir les matériaux. Ce phénomène est probablement dû à la courte durée de l'impulsion ou au fait que la déformation étant uniaxiale, elle n'active pas tous les plans de glissement [63], [83]. Habituellement la hausse de dureté observée après choc laser se situe entre 20 et 30 % de la dureté initiale [174].

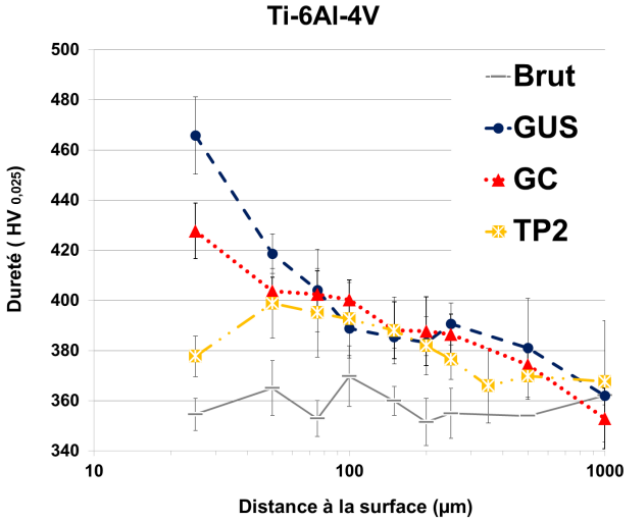


Figure V. 10 Profils de micro-dureté Vickers dans la section des échantillons en Ti-6Al-4V ;

La micro-dureté mesurée sur le Ti-6Al-4V présente des écarts-types supérieurs à ceux observés dans le cas de l'acier 316L. En effet, le caractère biphasé de l'alliage de titane et les duretés différentes entre les phases alpha et beta provoquent des dispersions importantes dans les mesures. Ceci rend les résultats moins précis [175] car les duretés des deux phases sont assez différentes, comme révèlent les duretés par phase effectuées en nano-indentation. Dans la bibliographie, les valeurs de duretés accessibles du Ti-6Al-4V correspondent souvent à des mesures effectuées avec de fortes charges : entre 300 et 500 grammes, ce qui permet d'avoir des indents plus grands et ainsi de moyenner les résultats sur des zones plus homogènes (nodules d'alpha primaire, lamelles d'alpha secondaire, phase beta).

L'utilisation de charges importantes ne nous convient pas, car une grande indent nous obligerait à nous éloigner de la surface traitée pour éviter les effets de bords avec le risque de perdre l'effet du gradient de dureté que l'on cherche à observer. Pour le Ti-6Al-4V, nous avons donc réalisé au moins dix indentations par profondeur et éliminé ensuite les valeurs extrêmes des mesures obtenues par rapport à la moyenne. Malgré des écarts-types assez grands, le gradient de durcissement dû aux différents traitements est quand même repéré. Contrairement à l'acier 316L, c'est le SMAT que génère la dureté la plus élevée en extrême surface. Le choc laser se confirme comme étant le traitement qui durcit le moins l'alliage,

environ +10 % d'augmentation. Quant à l'évaluation de l'épaisseur de la couche affectée, elle reste compliquée du fait de la dispersion des mesures.

4.3 Nano-dureté

L'avantage de la nano-dureté est de permettre des mesures plus locales et plus proches de la surface que la micro-dureté. Pendant les indentations, il faut respecter une distance par rapport à l'extrême surface et entre les indents d'au moins 2,5 fois la longueur de la diagonale de l'indent pour éviter des effets de bord et de superposition de zones de plastification. Dans la nano-indentation et à la profondeur de pénétration choisie (500 nm), la taille des indents est très inférieure à celle de la micro-dureté. Comme les empreintes sont très petites, il est possible de commencer l'analyse à 5 µm du bord de la surface traitée. Les distances à la surface prises en compte pour tracer les profils sont : 5, 10, 20, 30, 50, 75, 100, 150, 200, 300, 500, 750, 1000 µm. La préparation de la surface indentée est très importante car, vue la faible charge utilisée, une couche écrouie par un polissage trop sévère pourrait avoir un impact considérable sur la mesure [176].

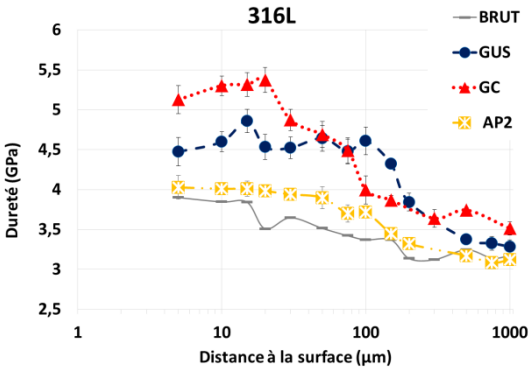


Figure V. 11 Nano-dureté dans la section des échantillons en 316L;

Les résultats de nano-indentation obtenus sur le 316L confirment ceux obtenus en micro-dureté : le GC durcit davantage l'extrême surface par rapport aux deux autres traitements et c'est le choc laser qui présente l'augmentation de dureté la moins probante de l'ensemble des traitements. La couche durcie par grenaillage ultrasonore reste elle-aussi plus épaisse en comparaison du grenaillage classique.

Pour l'alliage de titane, les mesures de nano-indentation sont plus délicates. En effet, nous nous sommes rendu compte lors des mesures de nano-dureté qu'il y avait une grande dispersion des valeurs. Une analyse a posteriori des indents a mis en évidence que les duretés sont très différentes selon l'endroit indenté, par exemple entre une zone nodulaire (alpha primaire) et une zone lamellaire (alpha secondaire + beta), la taille des indents étant très proche de celle des nodules d'alpha primaire. Pendant la nano-indentation, la zone indentée peut donc être une partie nodulaire, lamellaire ou se situer sur un joint de grains [177], [178]. Nous avons donc utilisé la nano-indentation et sa précision pour vérifier la différence de dureté entre la zone de phase alpha nodulaire et la zone lamellaire alpha secondaire + beta (Figure V. 12).

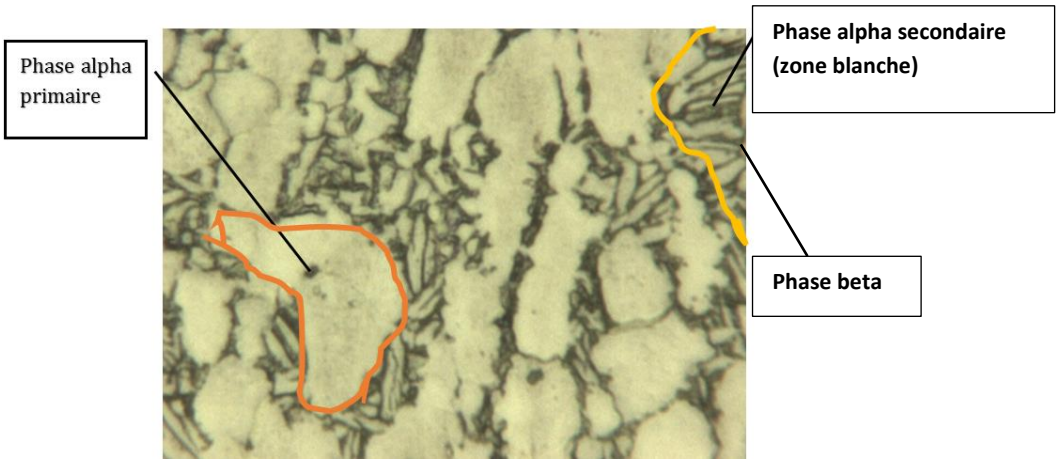


Figure V. 12 Image au microscope optique du TI6AL4V après attaque chimique pour révéler les zones nodulaires (alpha primaire) et lamellaires (alpha secondaire + beta);

Nous avons préparé un échantillon en Ti-6Al-4V en polissant la surface pour effectuer ensuite une attaque chimique afin de révéler les joints de grains en veillant à bien distinguer les deux type de zones. Avec le nano-indenteur, il est alors possible de choisir précisément l'endroit à indenter. Deux séries de mesures ont étés réalisées, une sur la partie nodulaire et une autre sur la partie lamellaire, à différentes profondeurs par rapport à la surface et ce, dans le matériau brut. Les résultats obtenus sont représentés sur la Figure V. 13.

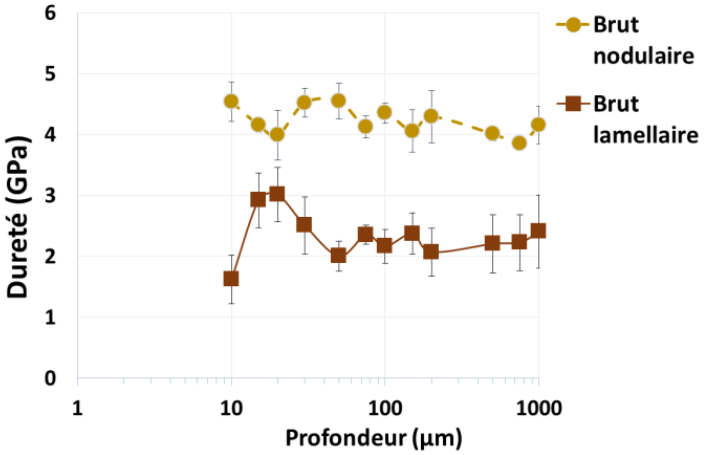


Figure V. 13 Profil de nano-indentation obtenu sur la phase alpha primaire (nodulaire) et alpha secondaire (lamellaire) du Ti6Al4V brut

L'analyse des résultats confirme une grande différence de dureté entre les deux zones, la zone nodulaire présentant une dureté environ deux fois supérieure à celle de la zone lamellaire. Cela permet d'expliquer la grande dispersion des résultats obtenus précédemment lorsque des indents sont réalisées au hasard. Si l'on observe la microstructure du Ti-6Al-4V, nous constatons qu'il y a la probabilité d'indenter soit sur un nodule de phase alpha primaire, soit dans une zone lamellaire soit sur un joint de grains. A l'échelle nanométrique, il n'est pas simple d'obtenir des résultats cohérents. Le gradient de dureté est masqué dans l'écart type des mesures. Le problème est que pour faire une analyse de nano-dureté dans les deux différentes zones puis les analyser séparément après traitements, il est nécessaire de procéder à une attaque chimique. Cette attaque produit un effet de relief sur la surface en augmentant inévitablement la rugosité. Par une étude numérique, Chen et al. [176] ont montré l'influence

de la rugosité sur la nano-indentation, mettant en évidence que les valeurs de dureté augmentent avec le niveau de rugosité. Les résultats expérimentaux que nous avons réalisés pour tester l'influence de l'attaque chimique ont confirmé cette conclusion ; en effet, les données de nano-dureté ne sont pas exploitables pour le Ti-6Al-4V (voir annexe V.3).

4.4 Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles superficielles de compression induites par ces trois traitements de surface ont un effet bénéfique sur plusieurs propriétés du matériau, de la résistance à la fatigue, à la corrosion, usure etc [30], [179], [180]. Quantifier ces contraintes dans la profondeur est très important dans l'analyse du traitement. Leur mesure a été effectuée par diffraction des rayons X (DRX) avec la méthode des sinus carré psi et avec la méthode du trou incrémental (MTI).

Tableau 38 Paramètres pour la mesure des CR par diffraction des rayons X ;

Paramètres pour la mesure des CR par diffraction des rayons X				
Matériau	**Tube**	**Angle 2 thêta du pic**	**Tension**	**Courant**
316L	Chrome	128°	30 kV	30 mA
Ti-6Al-4V	Cuivre	140°	40 kV	40 mA

Pour réaliser des mesures dans la profondeur et ainsi tracer un profil de contraintes résiduelles, des enlèvements de matière successifs ont été effectués sur un diamètre de 5 mm via un électropolissage (voir Annexe IV.1) dans une zone à 2 cm du centre du disque. Les mesures ont été effectuées selon deux directions perpendiculaires, appelées direction radiale et tangentielle, en faisant référence à la figure V.14. Cette technique permet d'enlever des couches assez minces de matière sans introduire de contraintes parasites au sein de la pièce. Pour tracer un profil exploitable, il est nécessaire d'adapter le pas de mesure à l'évolution des contraintes résiduelles : ainsi, des pas très fins sont réalisés dans les premières profondeurs, au moins jusqu'à l'obtention de la contrainte maximale de compression, puis le pas est augmenté. L'épaisseur de la couche enlevée pendant le polissage électrolytique est contrôlé en fonction du temps d'attaque. Des tests préliminaires ont permis d'établir une évolution pratiquement linéaire de l'épaisseur enlevée en fonction du temps. Ensuite, l'épaisseur de la couche retirée a été vérifiée à l'aide d'une machine à mesurer tridimensionnelle.

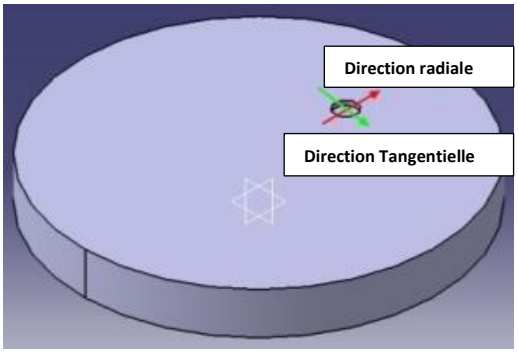


Figure V. 14 Représentation de la forme des échantillons étudiés (disque de diamètre 80 mm) et des directions radiale et tangentielle de mesures des contraintes résiduelles

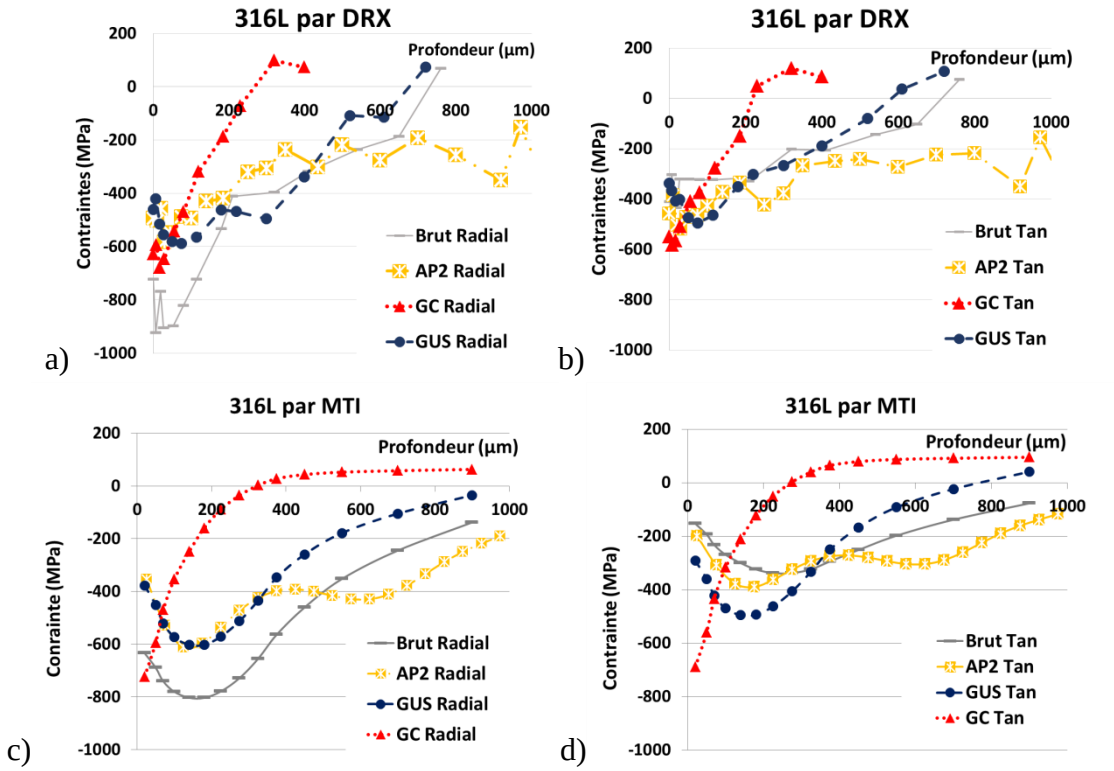


Figure V. 15 Profils de contraintes résiduelles pour les échantillons en 316L, mesurés par diffraction des rayons X : : a) direction radiale ; b) direction tangentielle ; et mesurés avec la méthode du trou incrémental : c) direction radiale ; d) direction tangentielle ;

L'échantillon en 316L présente déjà de fortes contraintes de compression à l'état brut, notamment dans la direction radiale. Cela est sûrement dû à l'usinage de l'échantillon. Il semblerait que ce soit un phénomène assez connu au niveau industriel lorsqu'un échantillon en acier est repris par tournage ; il présente alors des contraintes importantes dans une direction. Cette contrainte ne peut pas à éliminer pendant le polissage. Les trois traitements de surface soumettent les échantillons à une forte sollicitation qui redistribue les contraintes dans un état plus homogène selon les deux directions. Des études sont en cours pour savoir si les mêmes traitements auraient conduit au même état de contraintes pour un échantillon ayant subi un traitement thermique afin de relaxer les contraintes présentes avant grenaillage (Annexe V.2). En observant les profils de CR des trois traitements (Figure V. 15), nous constatons que la couche de compression pour l'échantillon qui a subi un traitement de choc laser est plus épaisse que les autres, de l'ordre du millimètre. Les ondes de chocs en effet arrivent à plastifier les matériaux plus en profondeur par rapport à un impact avec contact [129]. Les différences avec les profils du GC et du GUS sont en surface, où le GC a une contrainte plus forte, -600 MPa, et dans la profondeur de la couche de compression, avec le GUS qui atteint une profondeur de 550 µm contre les 200 µm du GC. La différence s'explique par le rayon plus grand des billes du GUS par rapport à la grenaille du GC. Le choc laser provoque une contrainte maximale de compression en extrême surface, alors que le GUS et le GC rejoignent leurs max en sous-couche. Dans les deux méthodes de mesure, par DRX ou par la méthode du trou incrémental, les résultats sont cohérents.

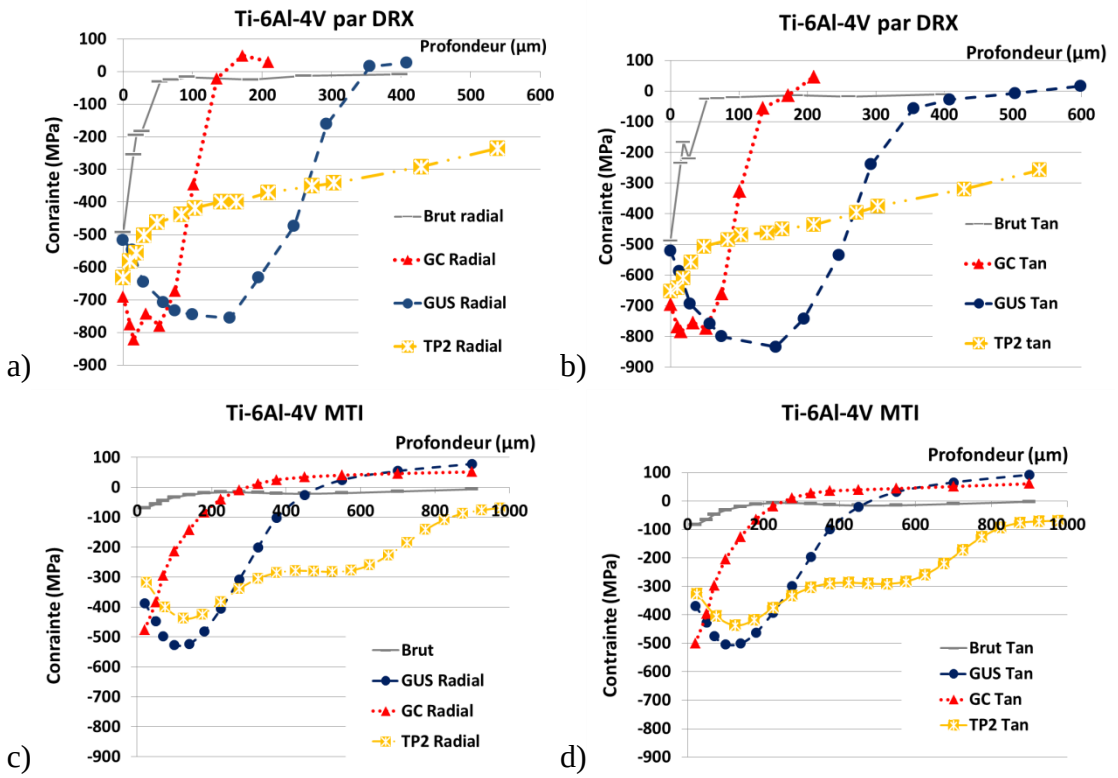


Figure V. 16 Profils de contraintes résiduelles pour les échantillons en Ti-6Al-4V, mesurés avec la diffraction des rayons X : : a) Direction radial ; b) Direction tangentielle ; et mesurés avec la méthode du trou incrémental : c) direction radial ; d) direction tangentielle ;

Le disque en Ti-6Al-4V brut, à la différence du 316L, présente une contrainte de compression seulement dans les premières dizaines de µm de profondeur. Après le traitement, les profils de contraintes résultants ont les mêmes allures que ceux obtenus pour le 316L. Les typologies de profils confirment que le choc laser est le traitement qui permet d'atteindre la profondeur la plus importante affectée par les contraintes résiduelles de compression, en accord avec les résultats de Correa et al. [181]. La couche en compression est de l'ordre du millimètre. Alors que le GC permet de mettre en compression une couche de 150-200 µm, le GUS se place entre les deux avec une profondeur affectée de 350-450 µm. La contrainte en surface la plus élevée est donnée par le GC, environ -700 MPa contre -600 MPa lors du choc laser et -500 MPa après GUS. Comme pour le 316L, la contrainte maximale de compression après le choc laser se trouve en surface, tandis que pour le GC et le GUS elle se situe plutôt en sous-couche, avec une valeur similaire pour les deux traitements, d'environ -800 MPa d'après l'analyse par DRX.

4.5 FWHM (Full Width at Half Maximum) Largeur de pic à mi-hauteur

Les pics de diffraction ont aussi été utilisés pour estimer l'écrouissage via la largeur de pic à mi-hauteur (FWHM). Cette analyse n'est pas une mesure directe de l'écrouissage mais une estimation en prenant comme référence l'échantillon brut. En effet, la largeur d'un pic de diffraction des RX, qui idéalement est proche de zéro, dépend principalement de trois facteurs : de la largeur instrumentale liée au goniomètre, de la taille des cristallites et de la déformation du réseau cristallin. En considérant que la largeur instrumentale reste identique pour tous les échantillons étudiés, et que la taille des cristallites varie très peu, en comparant

les profils FWHM entre eux nous pouvons avoir une idée semi-quantitative de l'état d'écrouissage dû aux différents traitements.

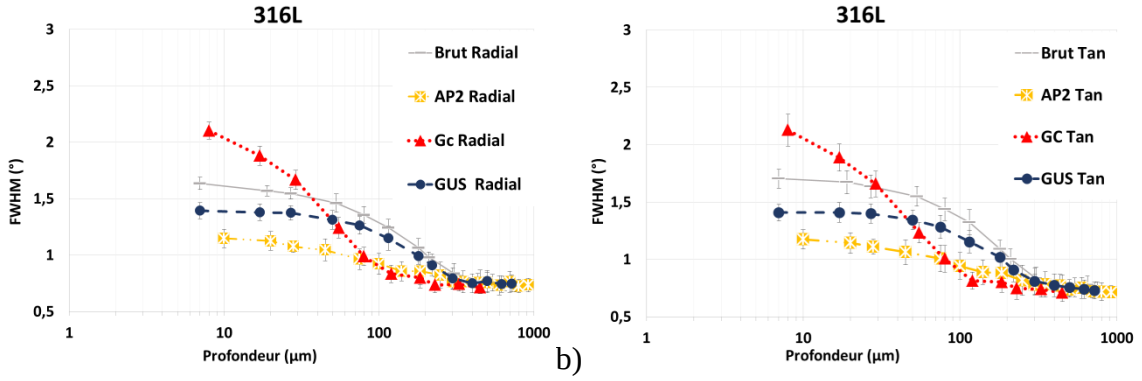


Figure V. 17 Largeur de pic à mi-hauteur pour l'évaluation de l'écrouissage des échantillon en 316L . a) direction radiale ; b) direction tangentielle ;

Comme le montre la Figure V. 17, la largeur des pics évolue de façon analogue aux contraintes résiduelles en fonction de la profondeur sous la surface traitée après GC et GUS du 316L. Après ces deux traitements, la largeur de corde est maximale en extrême surface puis diminue progressivement avec la profondeur pour atteindre la valeur observée dans l'état brut. Le GUS génère une couche écrouie plus épaisse. Pour le choc laser, la mesure est cohérente avec les duretés mesurées dans les paragraphes précédents. En effet, les échantillons traités par choc laser ont la couche écrouie la moins épaisse. Nous pouvons remarquer aussi que l'échantillon 316L brut présente un des largeurs de cordes très importantes non seulement en surface mais aussi sur une épaisseur non négligeable d'environ 300 micromètres. Il apparaît que ces largeurs diminuent après le GUS mais encore plus après le choc laser. Pour le GC, ce phénomène n'apparaît pas. Un effet thermique mis en jeu de du choc laser voire du GUS pourrait-il permettre d'expliquer ce phénomène ? Ou une redistribution des dislocations initialement présentes dans le 316L brut ? Seule une étude plus fine à l'échelle microscopique (MET) pourrait permettre d'éclaircir ce phénomène étonnant.

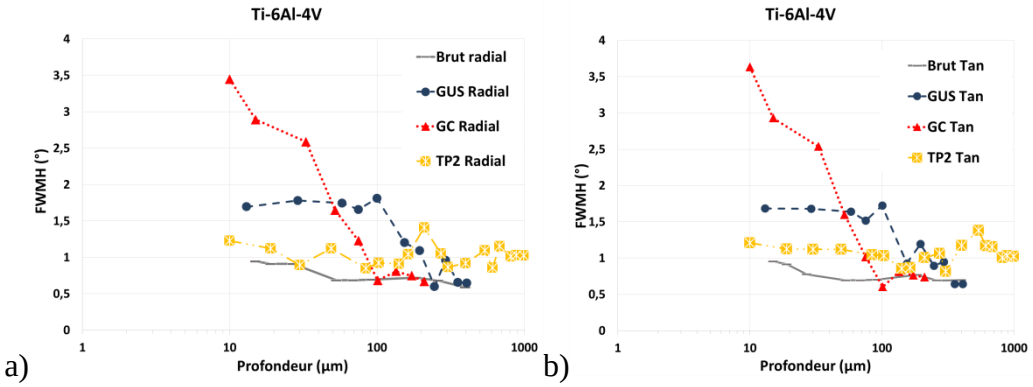


Figure V. 18 Largeur de pic à mi-hauteur pour l'évaluation de l'écrouissage des échantillons en Ti-6Al-4V. a) direction radiale ; b) direction tangentielle ;

Pour l'alliage de titane, comme pour le 316L, le choc laser écrouit beaucoup moins le matériau que les autres deux traitements (voir Figures V.17a et V.17b). Le grenaillage classique est celui qui écrouit le plus en extrême surface. Le phénomène d'adoucissement observé dans le cas du 316L après le GUS et surtout après le choc laser n'est pas observé sur

la Figure V.18 pour le Ti-6Al-4V puisque ce dernier ne présente pas d'écrouissage dans l'état brut. Dans le tableau suivant nous avons mis en évidence les profondeurs affectées par chaque traitement et pour les deux matériaux. La chose qui ressort en premier est la grande profondeur atteint par les contraintes résiduelles aussi que la faible couche durcie par le choc laser. L'écrouissage par la largeur de pic n'est pas observé après choc laser sur le Ti6Al4V. Pour le 316L nous avons déjà discuté d'un phénomène d'adoucissement qui semble avoir lieu. Donc au niveau de l'écrouissage les profondeurs affectées pour le choc laser ne sont pas présentées.

Tableau 39 : Résumé des profondeurs affectées par la dureté, contrainte et écrouissage par les deux matériaux et pour tous les traitements. GUS = grenaillage ultrasonore ; GC : grenaillage classique ; AP2 = choc laser sur l'acier et TP2 = choc laser sur l'alliage de titane ;

Mesure	Matériaux	Traitement	Profondeur affectée (mm)									
			0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9	1
Micro-dureté	316L	GUS										
		GC										
		AP2										
	TA6V	GUS										
		GC										
		TP2										
Nano-dureté	316L	GUS										
		GC										
		AP2	---									
	TA6V	GUS	---									
		GC	---									
		TP2	---									
Contrainte Résiduelles (DRX)	316L	GUS										
		GC										
		AP2										
	TA6V	GUS										
		GC										
		TP2										
Ecrouissage	316L	GUS										
		GC										
		AP2	---	---								
	TA6V	GUS										
		GC										
		TP2	---	---								

4.6 Observations microscopiques des échantillons

L'objectif de cette partie est d'observer la microstructure des deux matériaux et son évolution au cours des traitements. Les observations ont été effectuées dans un premier temps au microscope numérique, puis au microscope électronique. Les surfaces ont été préparées différemment selon la caractérisation à faire. Il y aura par la suite des images optiques, TKD et EBSD. Pour mettre en évidence les joints de grains avant l'observation au microscope

numérique les deux matériaux ont été attaqués avec une solution chimique adaptée. Les détails sont présentés dans le tableau 39.

Tableau 40 Solutions et temps d'attaque chimique pour révéler les joints de grain du 316 L et du TI6AL4V ;

Attaque chimique		
Matériaux	Solution	Temps
316L	3 volumes d'acide chlorhydrique, 3 volumes de glycérine, 1 volume d'acide nitrique	Environ 1 minute
TI6AL4V	5% Acide nitrique, 5% acide fluorhydrique, 90% d'eau.	Environ 30 secondes

Le 316L est un acier austénitique inoxydable, avec des grains de taille comprise entre 50 et 100 µm comme le met en évidence la Figure V. 19. Cette dernière est une reconstruction 3D de la microstructure initiale de cet acier. En annexe V.3, une étude sur l'évolution de la taille des grains à différentes distance du centre du disque est présentée. Cela peut créer des fortes hétérogénéités dans le matériau, et c'est pour ça que toutes les analyses ont été réalisées à la même distance du centre pour chaque disque.

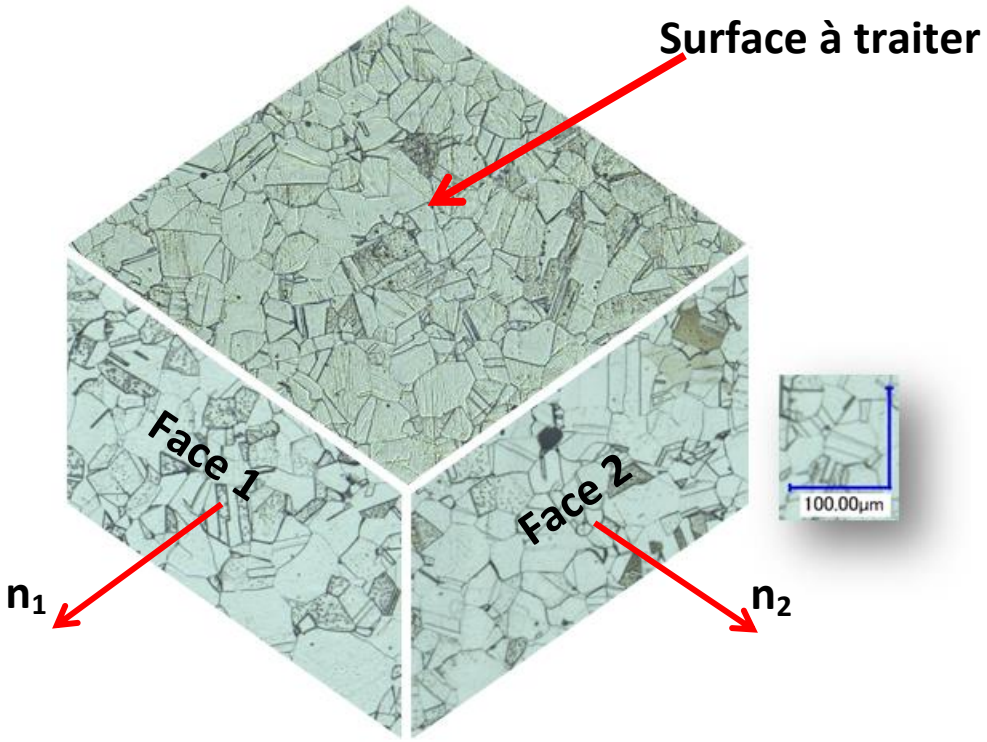


Figure V. 19 Observations 3D de la microstructure initiale de l'acier 316L ;

Comme évoqué dans le paragraphe de la présentation des matériaux, le Ti-6Al-4V de cette étude fait partie des alliages de titane α + β. Grâce aux observations réalisées au microscope numérique de la Figure V. 20, nous pouvons constater la présence de deux zones : une zone appelée nodulaire (en clair dans les images), ceci est la phase alpha primaire (structure hexagonale) avec des grains de l'ordre d'une dizaine de µmet une zone sous forme de lamelles (lamellaire) avec la présence d'une phase alpha secondaire entourée de phase beta (zones sombres). La phase beta (structure cubique centrée) est présente dans les joints de

grains à l'échelle micrométrique autour des nodules d'alpha primaire ainsi qu'entre les lamelles d'alpha secondaire.

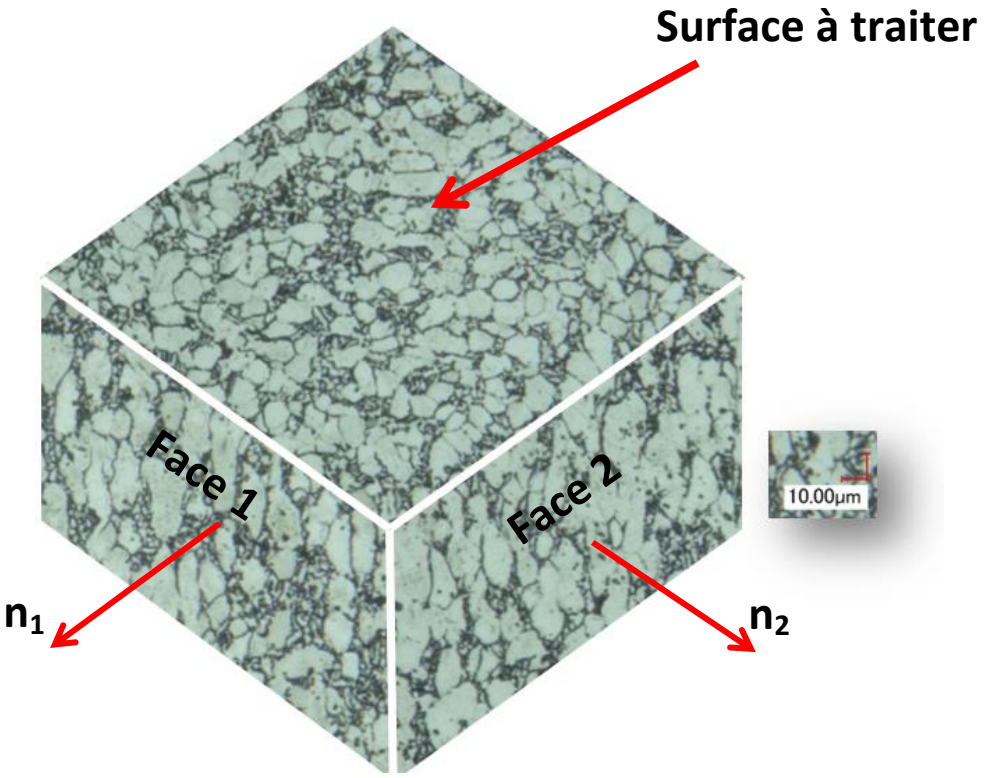


Figure V. 20 Observations des grains pour un échantillon en Ti-6Al-4V (état brut);

A l'aide du logiciel d'analyse d'images ImageJ, nous avons pu sélectionner séparément les zones nodulaire, lamellaire et la phase beta située au niveau des joints de grains des nodules ainsi qu'entre les lamelles d'α_s, puis calculer le pourcentage de chacune de ces trois zones dans l'échantillon. Les résultats sont représentés sur la Figure V. 21

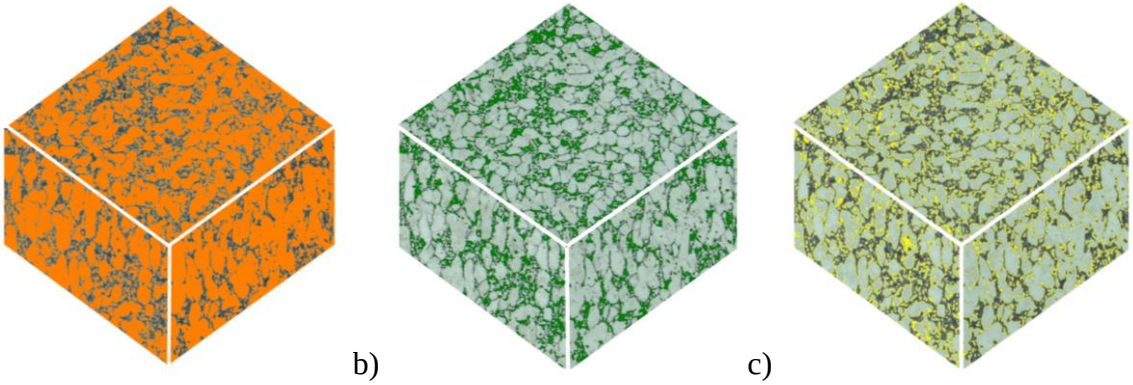


Figure V. 21 Analyse de la microstructure du Ti-6Al-4V à l'aide du logiciel ImageJ a) Grains nodulaires alpha (en orange); b) Grains lamellaires alpha secondaire (en vert); c) phase beta située aux joints de grains (en jaune);

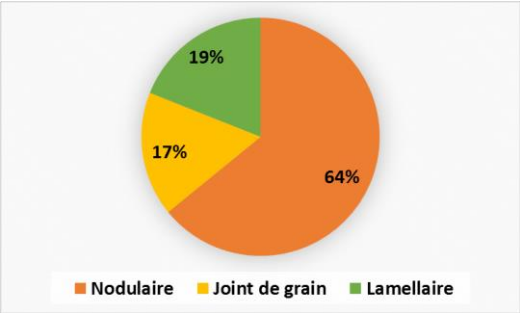


Figure V. 22 Pourcentage surfacique des différentes zones présentes dans le Ti-6Al-4V ;

4.7 EBSD

Les images obtenues par diffraction d'électrons rétrodiffusés ont été traitées avec le logiciel Channel5 pour pouvoir quantifier les résultats obtenus en termes de taille de grains et de désorientation à l'intérieur des grains. Pour cette étude, les images ont été découpées en 25 bandes parallèles à la surface traitée, celles en extrême surface ayant une largeur de 10 µm et les bandes plus éloignées une largeur de de 20 µm (voir Figure V.21).

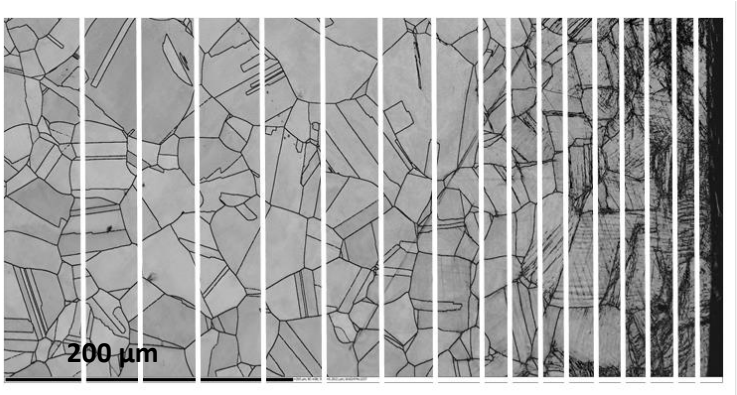


Figure V. 23 Exemple de découpage d'une image IPF en plusieurs bandes (cas du 316L);

Ensuite, toutes ces bandes ont été analysées une à une. Les grains et joints de grains présents dans chaque bande ont été repérés de telle sorte à pouvoir évaluer et tracer la taille moyenne des grains et le pourcentage surfacique des joints de grains en fonction de la profondeur. La déviation angulaire (MAD), le contraste de bande (BC), les désorientations ont également pu être évalués et analysés. Ce travail a été exclusivement réalisé dans le cas du 316L car pour le Ti6-Al-4V, cet alliage étant biphasé, le dépouillement des données est trop complexe. Dans toutes les images analysées, la surface traitée de l'échantillon se trouve sur la gauche (**Figure V. 24**). Nous observons qu'en surface, les désorientations sont plus importantes pour les échantillons traités. Ce résultat était prévisible puisque c'est en surface que la déformation plastique générée est la plus importante pour ces différents traitements mécaniques. La surface de l'échantillon grenaillé de façon conventionnelle est fortement déformée et présente de fortes aspérités. Dans la colonne de gauche sont représentés les angles d'Euler avec le code couleur suivant :

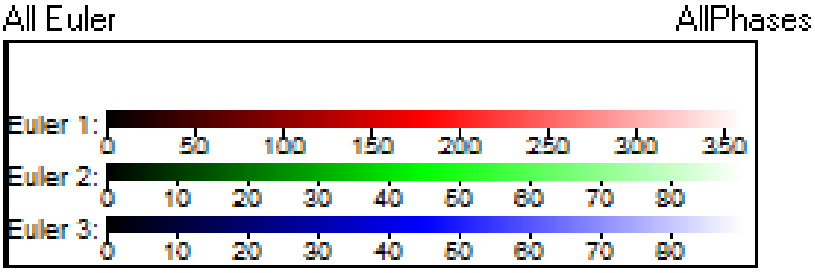


Figure 1 Légende des angles d'Euler ;

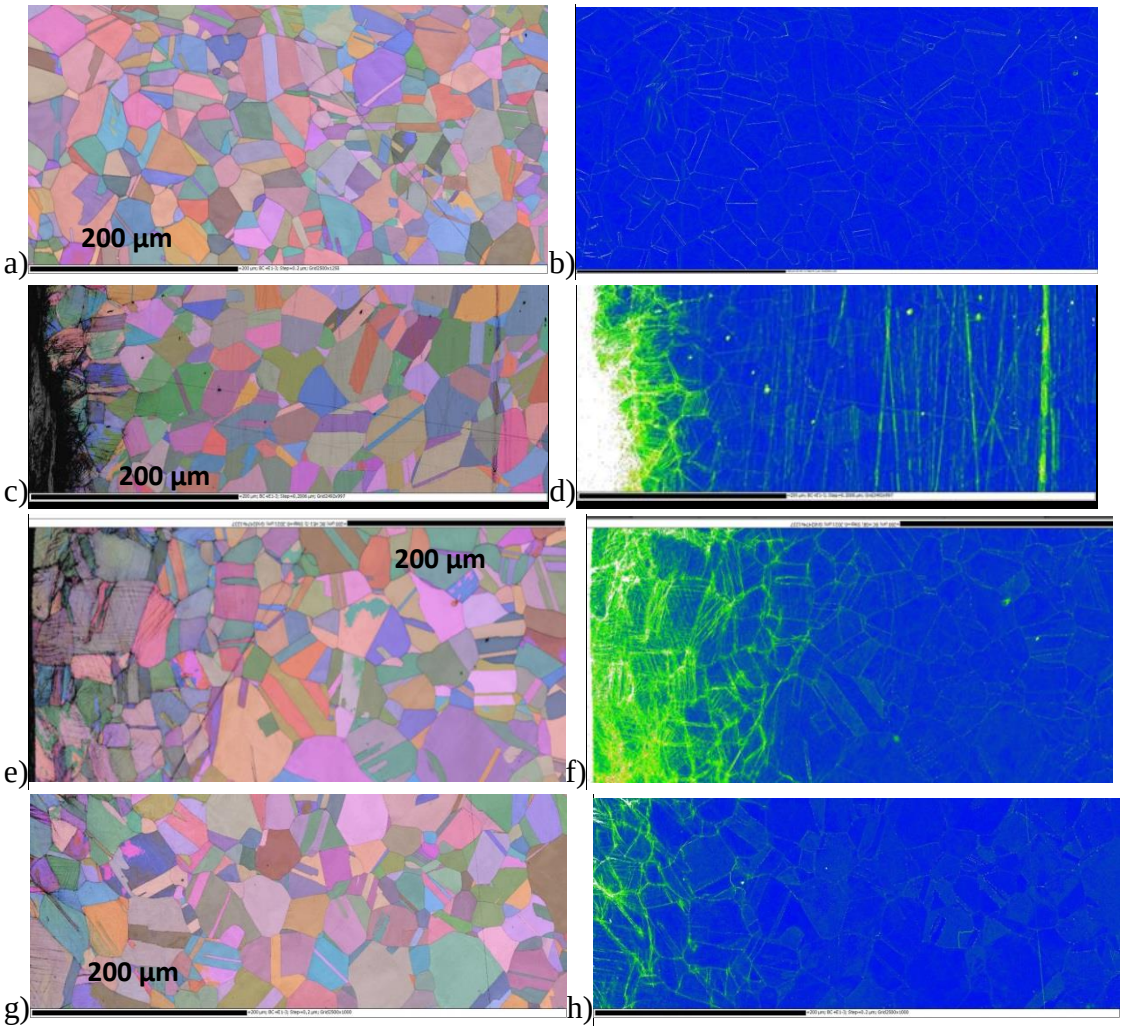
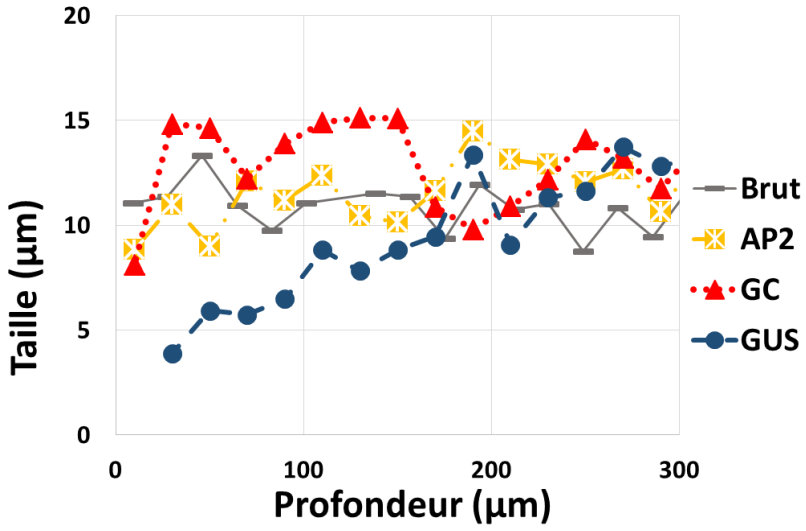


Figure V. 24 Images EBSD pour les échantillons en 316L: a) Cartographie des orientations des grains dans le 316L brut ; b) Désorientation Brut; c) Cartographie des orientation des grains dans le 316L F15A125GC ; d) Désorientation F15A125GC; e) Orientation des grains F23A3000SMAT ; f) Désorientation F23A3000SMAT; g) Orientation des grains Choc Laser ; h) Misorientation Choc Laser ;

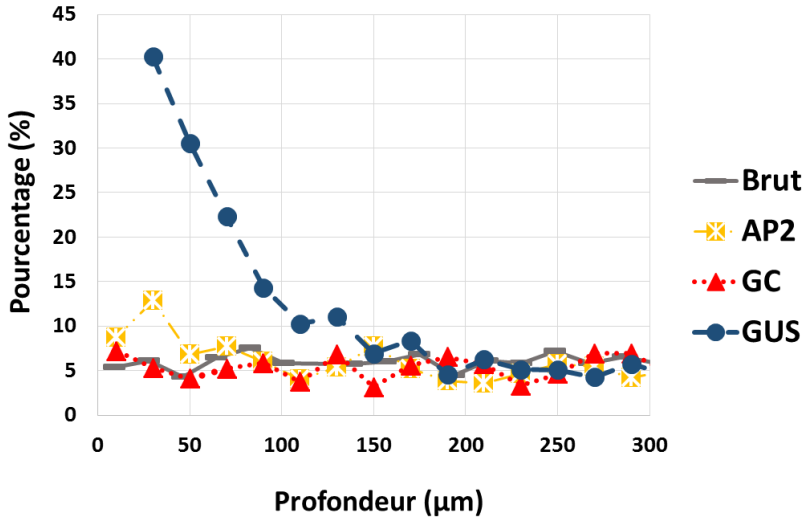
Taille moyenne des grains du 316L

La taille moyenne des grains est représentée sur la Figure V. 25a suite à l'analyse des images découpées en bandes. Cette façon de les mesurer peut présenter des imprécisions car elle est effectuée sur chacune des 25 bandes sans prendre en compte les grains qui se trouvent à cheval sur deux bandes. Mais cela reste quand même une indication intéressante de l'évolution de la taille des grains en fonction de la profondeur. Cette évolution est confirmée

par la Figure V. 25b, où il y a le pourcentage de joints de grains dans les bandes. Un pourcentage surfacique de joints de grains plus important signifie une densité de grains dans la même surface plus grande et donc des grains de plus petite taille.



a)



b)

Figure V. 25 a) Taille moyenne des grains ; b) Pourcentage surfacique de joints de grain ;

Les deux **Figure V. 25**a et b mettent en évidence que l'échantillon traité par grenaillage ultrasonore possède des grains plus petits par rapport aux deux autres. Il s'agit d'un phénomène connu pour ce type de traitement. Il est assez bénéfique au niveau des propriétés mécaniques et de résistance du matériau [18]. La présence de grains de plus petite taille en surface pour l'échantillon F23A3000SMAT (GUS) est confirmée par les images en TKD (Transmission Kikuchi diffraction) comme le montre la Figure V. 26.

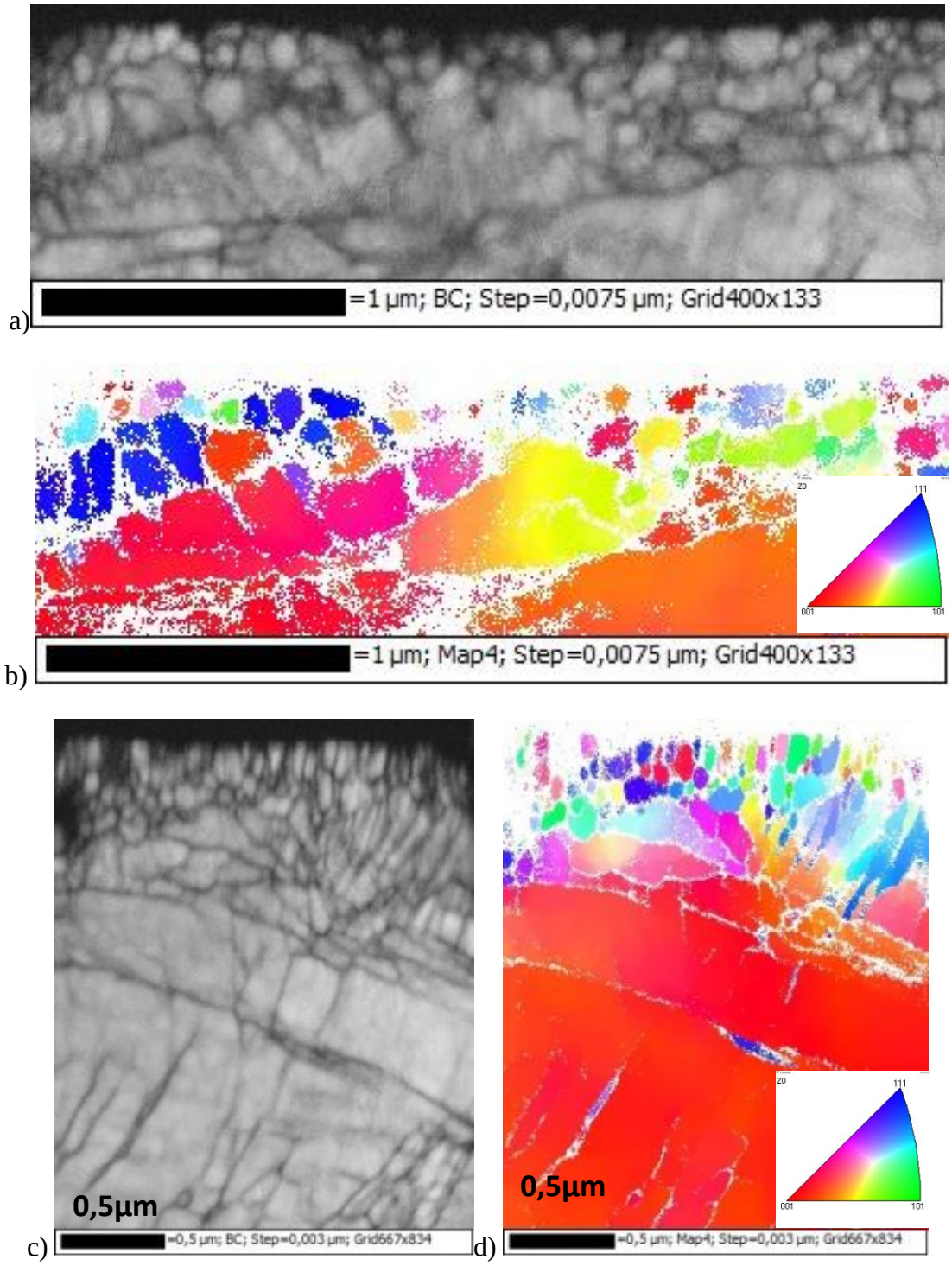
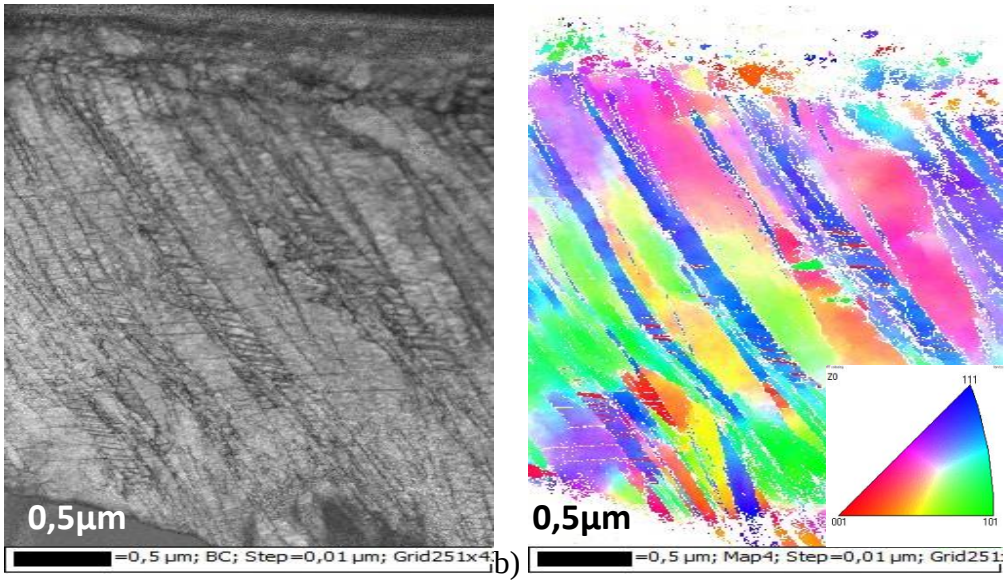


Figure V. 26 Images TKD de l'échantillon F23A3000SMAT : a) et c) avec le contraste des bandes (BC) ; et b) et d) avec les orientations des grains (IPF Map) ;

En observant les images en TKD de l'échantillon traité par grenaillage classique (Figure V. 27), nous constatons que les grains de petite taille sont moins visibles en extrême surface, et que la surface fortement déformé et rugueuse rend l'image moins nette. Les impacts unidirectionnels en grenaillage classique sont moins adaptés à la formation de nano-grains observables après grenaillage ultrasonore. En effet, pour former des nano-grains en extrême surface, la société

Winoa a mis en place un système qui permet d'avoir des impacts multidirectionnels pendant le grenaillage classique, en mettant en mouvement la pièce [37].



a) b)

Figure V. 27 Images TKD de l'échantillon F15AGC : a) avec le contraste des bande (BC) ; b) avec les orientations des grains (IPF Map) ;

Déformations au sein du 316L

Les déformations dans les échantillons peuvent être évaluées en regardant les désorientations (misorientations en anglais) et les déviations angulaires moyennes (MAD). D'après la Figure V. 28. a et la Figure V. 28.b, nous constatons que les déformations les plus importantes sont en surface. La valeur la plus élevée est atteinte par l'échantillon ayant subi le grenaillage ultrasonore, puis le choc laser et pour finir par le grenaillage classique. Le graphique de la déviation angulaire le confirme. Le graphique zéro solution est aussi un bon indicateur du niveau de déformation du matériau. En effet, lorsque de nombreuses déformations sont présentes, le logiciel n'arrive pas à détecter l'orientation et sort un pourcentage de "no solution". Celui-ci est plus important pour les zones les plus déformées. Et de nouveau, comme pour les deux graphiques précédents, c'est le grenaillage ultrasonore qui apporte le plus de déformations au matériau, viennent ensuite le choc laser et le grenaillage classique.

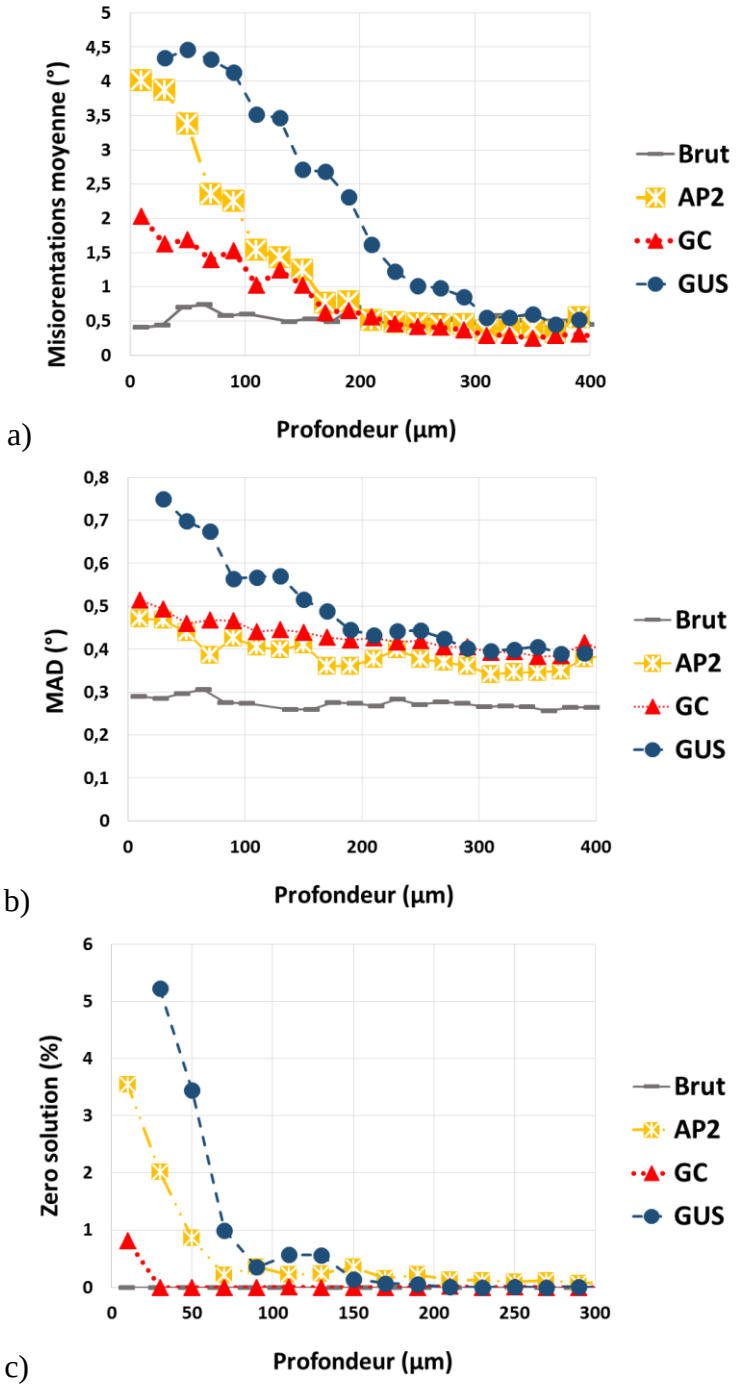


Figure V. 28 Analyse des déformations : a) Désorientations ; b) Déviation angulaire ; c) zéro solutions : pourcentage de zones non détectées et pas indexées par le logiciel

Analyse des images du Ti-6Al-4V

Même si le dépouillement des données de l'alliage de titane est assez laborieux et n'est donc pas traité dans cette thèse, les images issues du microscope électronique permettent quand même une étude micrographique de cet alliage et des observations de la surface traitée. En effet, dans les images ci-dessous, il est possible d'observer de façon plus nette la phase alpha nodulaire et alpha lamellaire par rapport aux images réalisées au microscope numérique après une attaque chimique. De plus, grâce à l'analyse des données, il est possible de mettre en évidence la phase beta présente dans les joints de grains grâce à l'indexation des cristaux.

Sur la Figure V. 29c, la quantité de phase alpha et de phase beta dans cet alliage peut être observée très facilement. La phase beta (cubique), en bleu, représente un pourcentage d'environ 5%, d'après une analyse en utilisant le logiciel CHANNEL5.

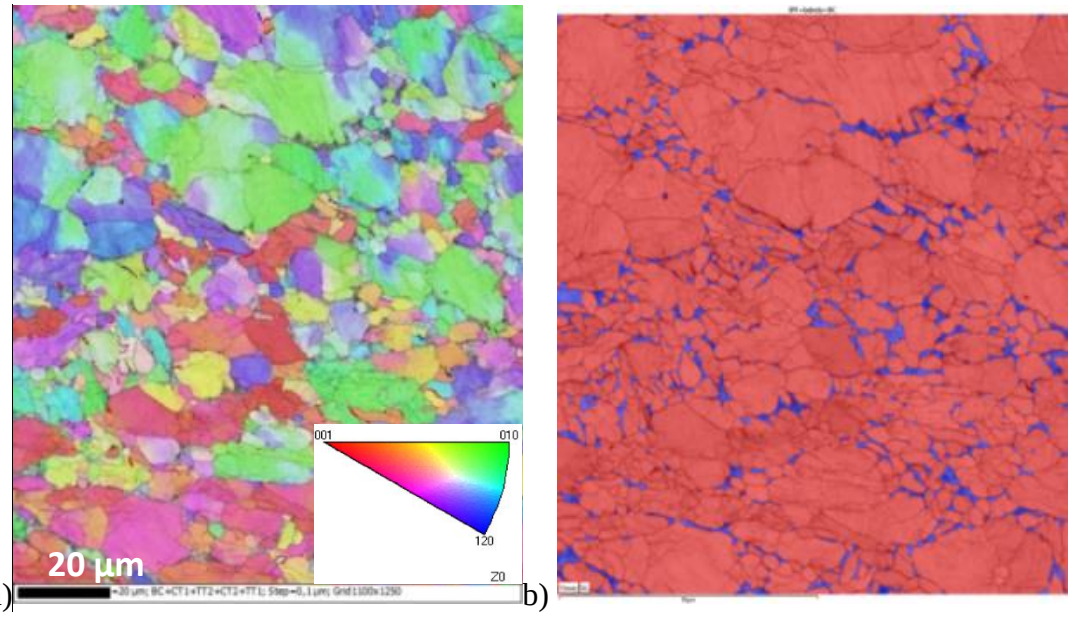


Figure V. 29 Image au microscope électronique du Ti-6Al-4V Brut (au centre de l'échantillon) : a) Cartographie des orientations des grains de la phase α ; b) Cartographie des phases α (en rouge) et β (en bleu) du Ti-6Al-4V;

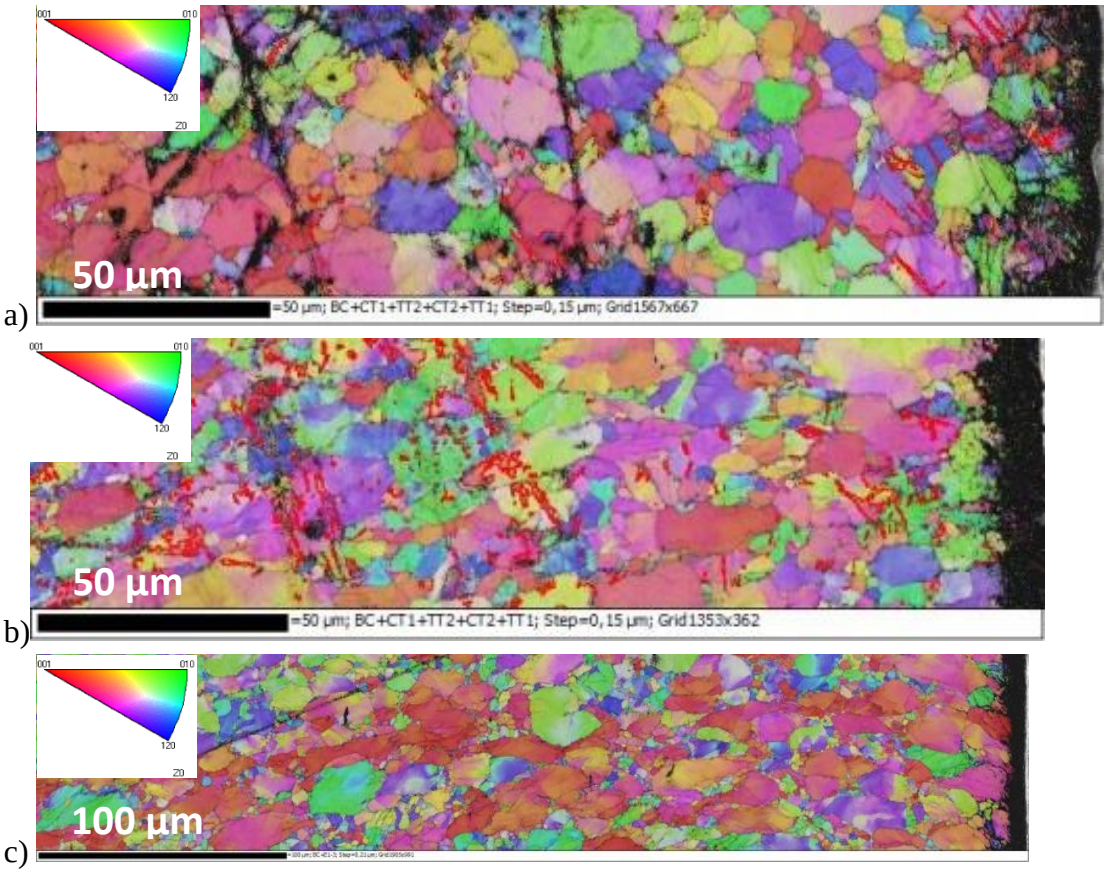


Figure V. 30 Image au microscope électronique de la section transversale du Ti-6Al-4V à partir de la surface traitée: a) par grenaillage classique ; b) par grenaillage ultrasonore ; c) par choc laser ;

Dans les figures (Figure V. 30a, Figure V. 30b et Figure V. 30c), la section transversale des échantillons traités, avec l'extrême surface située à droite des images est visible. A l'aide du logiciel CHANNEL5 qui met en évidence les macles, nous pouvons noter une forte déformation en surface pour l'échantillon traité avec le grenaillage classique (Figure V. 30a), avec l'apparition de macles concentrées surtout dans les 50 premiers microns sous la surface. L'échantillon ayant subi du grenaillage ultrasonore présente une surface assez déformée, cependant moins que le GC (**Figure V. 30** b). Le choc laser semble moins perturber la surface, et les macles sont présentes en petites quantité (**Figure V. 30** c). Même si ce n'est qu'une analyse visuelle, les observations confirment les résultats obtenus par Lainé et al [130] dans un travail détaillé de caractérisation de la microstructure de l'alliage de titane Ti-6Al-4V. Lainé constate, de plus, une absence de macles après le choc laser, la présence parfois de sous-grains entre les grains de la structure et un nombre de dislocations inférieur par rapport au grenaillage. L'impact très puissant de l'onde de choc, 10 GW/cm^2, malgré une vitesse de déformation très élevée, devrait assurer la formation de plusieurs macles car ceux-ci se forment quasi instantanément[182].

Plusieurs explications possibles sur l'absence de macles après choc laser existent. Certains auteurs parlent d'échauffement local pendant le choc. Cependant, même si celui-ci se produisait, (choc laser réalisé à température ambiante et avec film d'eau et protecteur dans notre cas), le temps de l'impulsion étant tellement court que la propagation de la chaleur dans la matière serait peu probable [183], [184]. Des travaux de recherche mettent aussi en évidence le fait que les grains de petites tailles sont moins sujets à la formation de macles [183]–[185]. Effectivement les grains du Ti-6Al-4V sont assez petits, de l'ordre de 10 µm. Dans notre cas, cette hypothèse peut être remise en cause car pour les échantillons en Ti-6Al-4V traités par grenaillage classique ou ultrasonore, des macles apparaissent, ce qui signifie que cette absence ce n'est pas forcement liée à la taille des grains. Il faut chercher d'autres causes. Si nous regardons plus en détail le choc laser et le grenaillage, nous pouvons identifier deux grandes différences. La première est le type de chargement : une impulsion unique, et unidirectionnelle, de quelques nanosecondes pour le choc laser, et plusieurs impacts répétés, et dans différentes directions pour le grenaillage. La deuxième est la vitesse de déformation, 10^4 s^{-1} pour le grenaillage, contre une vitesse supérieure à 10^6 s^{-1} pour le choc laser. La figure V.29 montre de manière simplifiée le type de déformation en fonction de la vitesse.

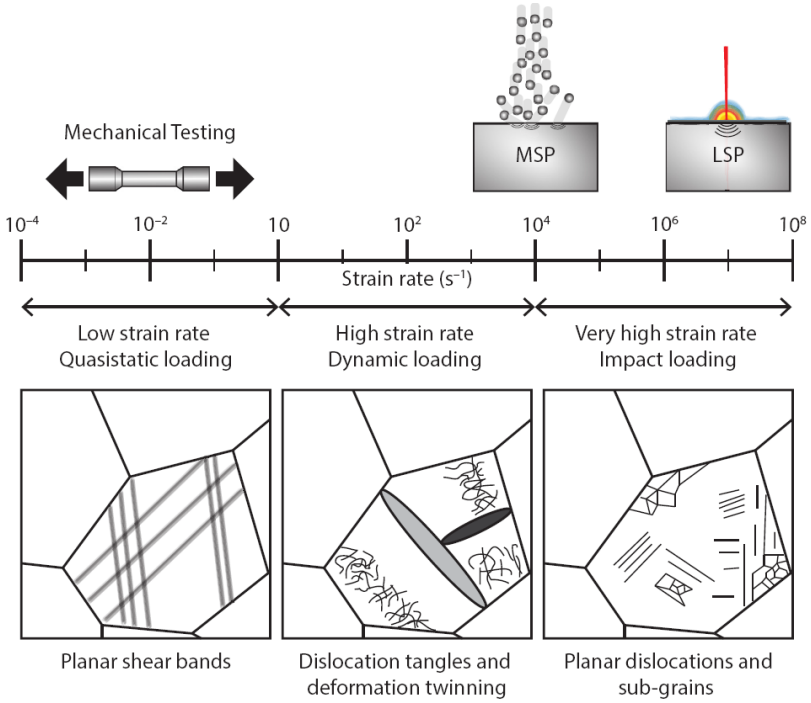


Figure V. 31 Approximation de la vitesse de déformation pour des tests de traction, en grenaillage (MSP) et en choc laser (LSP) avec les structures de déformation obtenues pour l'alliage Ti-6Al-4V présenté par Lainé et al [130] **;**

Selon certaines hypothèses, il existerait une vitesse de déformation maximale, pour laquelle, une fois dépassée, -il n'y aurait plus de formation des macles. Le choc laser aurait donc des vitesses dépassant cette limite [186]. Les impacts répétés et multidirectionnels du grenaillage sont capables d'activer plusieurs plans de glissement. La déformation uniaxiale du choc laser crée des dislocations planes, ce qui écrouit le matériau, mais, moins que le grenaillage. L'absence d'un écrouissage important dans les matériaux choqués par laser est aussi explicable par la courte durée d'impulsion. En effet, des travaux de recherche montrent que l' écrouissage devient plus important en augmentant la durée de l'impulsion, tout en gardant le pic de pression constant [68].

V.5 Synthèse

Dans ce chapitre, une comparaison expérimentale entre les traitements appliqués aux deux matériaux, 316L et Ti-6Al-4V a été présentée. Ces deux matériaux sont très utilisés pour des applications industrielles diverses et variées, de l'aéronautique au médical. Ces deux matériaux sont très différents : le Ti-6Al-4V est plus dur, environ 360 HV à cœur contre 210 HV pour le 316L, une taille moyenne de grains entre 5 à 10 fois plus grande pour le 316L, une structure cristalline cubique à faces centrées pour le 316L et un alliage biphasé, avec une structure cubique centrée et hexagonale compacte pour l'alliage de titane. Les traitements ont été réalisés dans des conditions habituellement utilisées pour ces trois types de procédés. Le GC et le GUS ont la même intensité pour les deux matériaux, alors que pour le choc laser l'intensité du laser change, 8 GW/cm^2 pour le 316L et 10 GW/cm^2 pour le Ti-6Al-4V, étant dû au fait que la pression d'Hugoniot pour le Ti-6Al-4V est plus élevée. L'évaluation de l'état de surface pour les deux matériaux met en évidence une augmentation importante de la rugosité avec le grenaillage classique, à la différence du choc laser, qui perturbe peu la surface. Le grenaillage ultrasonore se place entre les deux. La différence du type de projectile entre le grenaillage classique et ultrasonore a un effet sur la qualité de la surface après traitement. En effet, les billes lisses et parfaitement sphériques du GUS modifient moins le profil de surface que le GC. L'impact plus faible sur la rugosité du choc laser, s'explique par l'absence de contact physique lors de l'impulsion, à différence du grenaillage, où deux matériaux entrent en contact. En s'appuyant sur les analyses micro et nano-duretés, nous pouvons constater que le choc laser augmente très peu la dureté. Cette particularité peut s'expliquer par le type de déformation uniaxiale générée lors du choc laser et par la courte durée de l'impulsion laser qui n'arrive pas à activer tous les plans de glissement. Pour le 316L, le GC est le procédé qui engendre la plus grande dureté en extrême surface, avec le GUS qui affecte la couche la plus épaisse.. Pour le Ti-6Al-4V, malgré la dispersion importante des mesures, nous pouvons néanmoins affirmer que le GUS est celui qui permet d'atteindre la dureté la plus élevée en extrême surface, et les épaisseurs des couches affectées semblent assez proches pour les trois traitements. Après avoir été traités**,** les échantillons présentent tous une couche superficielle présentant des contraintes résiduelles de compression, d'épaisseur variable selon le procédé. Les contraintes résiduelles ont la même allure pour le 316L et le Ti-6Al-4V. Le choc laser est le traitement qui affecte une couche superficielle la plus épaisse, avec une profondeur en compression qui dépasse le millimètre. Le grenaillage classique est celui qui confère la plus grande contrainte de compression en surface, mais la couche affectée par la compression est la plus mince. Le grenaillage ultrasonore se place entre les deux. L'évaluation de l'écrouissage via la mesure de la largeur de corde (FWHM) est en accord avec les mesures de contraintes résiduelles excepté pour le choc laser, qui encore une fois, se confirme comme étant le traitement générant le plus faible écrouissage les deux alliages de cette étude. Les observations microscopiques et le dépouillement des données pour le 316L permettent de confirmer la présence de grains de petite taille en surface grâce à des images TKD. Il serait intéressant de pousser cette étude encore plus loin dans le but de comprendre la présence de contraintes résiduelles assez élevées dans une couche peu écrouie lors du choc laser.

Conclusions et perspectives

Les traitements de surface ont suscité de plus en plus d'intérêt durant ces dernières décennies. Les travaux de recherche visant à leur meilleure compréhension et optimisation sont aujourd'hui assez vastes. Mais vue la complexité de leur mise en service, surtout pour le grenaillage ultrasonore et le choc laser, l'intégration de ces procédés, surtout le grenaillage ultrasonore et le choc laser, dans les chaînes de production n'est pas encore complètement aboutie. Dans ce travail de thèse, le grenaillage ultrasonore est le sujet principal. L'objectif général est une vaste étude de celui-ci et de ses applications avec une approche analytique, numérique et expérimentale. Un modèle analytique, des simulations numériques du procédé, le couplage avec la nitruration gazeuse et une comparaison avec le grenaillage conventionnel et le choc laser ont été présentés. L'enjeu était de proposer des méthodes simples mais efficaces, et des exemples expérimentaux qui puissent conduire à une industrialisation la plus rapide possible du grenaillage ultrasonore.

Dans le chapitre bibliographique, un panoramique général sur le rôle des traitements de surface et sur les études réalisées dans le but de comprendre comment pouvoir maîtriser au mieux ces traitements a été proposé. Une partie de ce chapitre expose plus en détails le procédé de grenaillage conventionnel et ultrasonore, ainsi que le choc laser en étant attentifs aux effets de ces traitements sur les pièces mécaniques. Nous y retrouvons, de plus, une partie dédiée aux contraintes résiduelles et aux modèles analytiques, mais aussi par la suite, la méthode mathématique utilisée pour créer un modèle analytique de prédiction des contraintes résiduelles après grenaillage : l'analyse dimensionnelle. Cette partie a permis de poser les bases afin de permettre la création d'un chaînage complet de calculs analytiques et numériques permettant de relier les paramètres du procédé de grenaillage à l'état final de la pièce.

Le modèle analytique présenté dans le chapitre 2 est à la base d'une démarche qui vise à développer une simulation complète du grenaillage, avec la possibilité de partir des paramètres du procédé pour arriver à visualiser l'effet de ceux-ci sur des pièces à géométrie complexe. L'objectif de cette partie est de mettre au point une procédure visant la définition du champ de contrainte dans une pièce grenaillée. Le modèle conçu est applicable aussi bien au grenaillage classique qu'au grenaillage ultrasonore. Son lien avec la base de données le rend de plus en plus fiable. Les comparaisons du modèle avec des mesures expérimentales et avec la méthode Zarka ont démontré la fiabilité des résultats. La méthode d'introduction des contraintes résiduelles de Rouhaud et al. [90] comme état initial dans un code d'éléments finis Abaqus a aussi été testée. Enfin, le chaînage complet a été appliqué avec succès sur des plaques et sur une pièce à géométrie complexe, comme une roue dentée. Étant donné que le calcul éléments finis est de type statique et élastique, le temps nécessaire à la mise en place du chaînage est lié davantage à la modélisation de la pièce qu'au calcul à proprement parlé. Sans une forte contrainte de temps, grâce à la méthode proposée, il est désormais possible d'analyser les champs des contraintes et les déformations sur une pièce à géométrie complexe.

Le troisième chapitre porte sur l'étude du grenaillage ultrasonore à l'aide de simulations numériques de la dynamique des billes et des mesures expérimentales. Avec une partie introductive consacrée à la recherche et l'analyse des coefficients de restitution et à leur influence sur les résultats des simulations. Puis une étude expérimentale et numérique montre comment la distance pièce-sonotrode influençait le nombre d'impact et donc la durée du traitement, mais aussi l'effet de l'amplitude et le rayon des billes. Successivement, nous évaluons la perte d'énergie liée au choix des matériaux des éléments du dispositif comme la chambre, la sonotrode et les billes. Nous conclurons que le matériau de la chambre peut causer jusqu'à 10% de perte d'énergie et le matériau de la sonotrode jusqu'à 30%. Sur les billes, une étude numérique approfondie en ce qui concerne la quantité à choisir est présent. Nous mettons en évidence le fait que l'effet de l'encombrement n'est pas suffisant pour choisir le nombre de billes optimal. Aussi leur distribution doit être prise en compte. L'effet de la superposition des billes à l'état initial, c'est-à-dire quand elles sont positionnées en plusieurs couches sur la sonotrode, est aussi important. En effet, à partir du moment où la surface de la sonotrode n'est plus suffisante pour loger toutes les billes, et qu'elles se superposent sur plusieurs couches, le traitement commence à perdre en efficacité. Cette partie est aussi une vitrine pour le logiciel ShotVisual conçu en interne au LASMIS qui peut s'avérer être un outil incontournable dans le processus d'industrialisation du grenaillage ultrasonore.

La quatrième partie, propose une analyse du couplage du grenaillage ultrasonore et de la nitruration gazeuse pour un acier martensitique. La dureté élevée du matériau brut, et les bons résultats que la nitruration a sur ces propriétés mécaniques, sont améliorées si un traitement de grenaillage en amont est réalisé. Après les mesures expérimentales, nous avons pu conclure que le grenaillage a une réelle importance pour la diffusion de l'azote.

Avec la vaste campagne expérimentale présentée dans le chapitre 5, nous mettons en relief les avantages et les inconvénients du grenaillage ultrasonore, du grenaillage classique et du choc laser. La rugosité change après ces trois traitements, et c'est le grenaillage classique qui en cause le plus, contrairement au choc laser qui l'affecte très peu. La dureté augmente davantage après le grenaillage conventionnel ou ultrasonore qu'avec le choc laser. Les contraintes résiduelles ont, elles aussi, un comportement différent selon le traitement. Le grenaillage classique induit à la pièce la contrainte en surface la plus élevée, le choc laser arrive à créer la couche en compression la plus profonde. Les échantillons traités par choc laser, sont très peu écrouis.

Nous espérons que ces travaux de recherche ouvriront un certain nombre de perspectives à court et moyen terme. Le chaînage proposé dans le deuxième chapitre, vu sa simplicité d'utilisation, mérite certainement un approfondissement dans les recherches sur plusieurs points. Premièrement sur le modèle, pour le rendre encore plus fiable, probablement via une base de données plus détaillée. Mais aussi sur la recherche de méthodes automatisées d'introduction des champs de contrainte ou de déformation dans un code éléments finis. Mais il serait surtout intéressant de développer davantage le chaînage, en ajoutant une étape qui puisse prendre en compte l'état final de la pièce dans des calculs de mise en service, notamment des simulations de fatigue.

D'autres points intéressants auraient pu être davantage étudiés, comme l'inspection d'une éventuelle présence de nano-grains dans les échantillons en acier X37CrMoV5 ou une recherche pour comprendre si la meilleure diffusion de l'azote pour les échantillons grenaillés avant nitruration soit réellement due à leur présence.

Mais aussi l'étude du lien entre les fortes contraintes résiduelles et le faible écrouissage après le choc laser. Cela serait un point très intéressant à développer.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

[1] A.B. Koulemine, “Ultrasonic shot peening,” 778045.

[2] D. Kirk, “Saturation Curve Analysis and Quality Control,” *Shot Peen.*, vol. 20, pp. 24–30, 2006.

[3] M. Guagliano, “Relating Almen intensity to residual stresses induced by shot peening: a numerical approach,” *Materials Processing Technology*, 2001.

[4] T. Chaise, D. Nélias, and F. Sadeghi, “On the Effect of Isotropic Hardening on the Coefficient of Restitution for Single or Repeated Impacts Using a Semi-Analytical Method,” *Tribology Transactions*, pp. 714–722, 2011.

[5] G. Weir and S. Tallon, “The coefficient of restitution for normal incident, lowvelocity particle impacts,” *Chemical Engineering Science*, pp. 3637–3647, 2005.

[6] F. Cochennec, E. Rouhaud, D. Retraint, S. Rouquette, and A. Roos, “Analysis of the impact of a shot at low velocity using the finite element method. Application to the ultrasonic shot-peening process,” *Material Science Forum*, pp. 337–342, 2006.

[7] E. Nordin and B. Alfredsson, “Measuring shot peening media velocity by indent size comparison,” *J. Mater. Process. Technol.*, Apr. 2016.

[8] A. Aryaei, K. Hashemnia, and K. Jafarpur, “Experimental and numerical study of ball size effect on restitution coefficient in low velocity impacts,” *International Journal of Impact Engineering*, pp. 1037–1044, 2010.

[9] H. Y. Miao, S. Larose, C. Perron, and M. Lévesque, “An analytical approach to relate shot peening parameters to Almen intensity,” *Surface and Coatings Technology*, pp. 2055–2066, 2010.

[10] David Deslaef, “thèse suivante Modélisation numérique du grenaillage de précontrainte : approche tridimensionnelle et dynamique,” Université de technologie de Troyes, Troyes, 2000.

[11] K. Pereira, T. Yue, and M. A. Wahab, “Multiscale analysis of the effect of roughness on fretting wear,” *Tribol. Int.*, Feb. 2017.

[12] K. Moussaoui, M. Mousseigne, J. Senatore, and R. Chieragatti, “The effect of roughness and residual stresses on fatigue life time of an alloy of titanium,” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, pp. 557–563, 2014.

[13] L. Wojciechowski, K. J. Kubiak, and T. G. Mathia, “Roughness and wettability of surfaces in boundary lubricated scuffing wear,” *Tribol. Int.*, vol. 93, pp. 593–601, Jan. 2016.

[14] T. Roland, D. Retraint, K. Lu, and J. Lu, “Effect of SurfaceNanoCrystallization on tribological properties of Stainless Steel,” *Material Science Forum*, pp. 717–722, 2006.

[15] B. Arifvianto, Suyitno, M. Mahardika, P. Dewo, P. T. Iswanto, and U. A. Salim, “Effect of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on microhardness, surface roughness and wettability of AISI 316L,” *Mater. Chem. Phys.*, vol. 125, no. 3, pp. 418–426, Feb. 2011.

[16] Y. G. Liu, M. Q. Li, and H. J. Liu, “Nanostructure and surface roughness in the processed surface layer of Ti-6Al-4V via shot peening,” *Mater. Charact.*, vol. 123, pp. 83–90, Jan. 2017.

[17] J. Marteau, M. Bigerelle, P.-E. Mazeran, and S. Bouvier, “Relation between roughness and processing conditions of AISI 316L stainless steel treated by ultrasonic shot peening,” *Tribol. Int.*, vol. 82, pp. 319–329, Feb. 2015.

[18] D. Retraint, “Effet d’une couche superficielle nanostructurée sur les propriétés mécaniques de pièces métalliques,” *Matériaux et Techniques*, 2011.

[19] L. Yang and Y. Yang, “Deformed microstructure and texture of Ti6Al4V alloy,” *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*, pp. 3103–3110, 2014.

[20] O. Unal and R. Varol, “Almen intensity effect on microstructure and mechanical properties of low carbon steel subjected to severe shot peening,” *Applied Surface Science*, 2014.

[21] S. Wang, Y. Li, M. Yao, and R. Wang, “Compressive residual stress introduced by shot peening,” *Materials Processing Technology*, pp. 64–73, 1998.

[22] S. Jelliti, C. Richard, D. Retraint, T. Roland, M. Chemckhi, and C. Demangel, “Effect of surface nanocrystallization on the corrosion behavior of Ti–6Al–4V titanium alloy,” *Surface and Coatings Technology*, pp. 82–87, 2013.

[23] X. C. Zhang, Y. K. Zhang, J. Z. Lu, F. Z. Xuan, Z. D. Wang, and S. T. Tu, “Improvement of fatigue life of Ti–6Al–4V alloy by laser shock peening,” *Materials Science and Engineering*, pp. 3411–3415, 2010.

[24] X. Nie, W. He, S. Zang, X. Wang, and J. Zhao, “Effect study and application to improve high cycle fatigue resistance of TC11 titanium alloy by laser shock peening with multiple impacts,” *Surface and Coatings Technology*, 2014.

[25] D. Hakimi, “Caractérisation mécanique et métallurgique de la structure d’une couche grenaillée,” Université Paris Sud, Paris, 1984.

[26] G. Fargas, J. J. Roa, and A. Mateo, “Effect of shot peening on metastable austenitic stainless steels,” *Materials Science and Engineering*, pp. 290–296, 2015.

[27] W. Y. Tsai, J. C. Huang, Y. J. Gao, Y. L. Chung, and G. R. Huang, “Relationship between microstructure and properties for ultrasonic surface mechanical attrition treatment,” *Scripta Materialia*, 2015.

[28] L. Trsko, O. Bokuvka, F. Novy, and M. Guagliano, “Effect of severe shot peening on ultra-high-cycle fatigue of a low-alloy steel,” *Materials and Design*, pp. 103–113, 2014.

[29] J. Frankel, A. Abbate, and W. Scholz, “The effect of residual stresses on hardness measurements,” *Exp. Mech.*, vol. 33, no. 2, pp. 164–168, 1993.

[30] J. Gan, D. Sun, Z. Wang, P. Luo, and W. Wu, “The effect of shot peening on fatigue life of Q345D T-welded joint,” *J. Constr. Steel Res.*, vol. 126, pp. 74–82, Nov. 2016.

[31] J. González, S. Bagherifard, M. Guagliano, and I. F. Pariente, “Influence of different shot peening treatments on surface state and fatigue behaviour of Al 6063 alloy,” *Eng. Fract. Mech.*, Mar. 2017.

[32] T. Hong, J. Y. Ooi, and B. Shaw, “A numerical simulation to relate the shot peening parameters to the induced residual stresses,” *Engineering Failure Analysis*, pp. 1097–1110, 2008.

[33] Wohlfarth, “The influence of peening conditions on the resulting distribution of residual stress,” *The shot Peener*, pp. 316–331, 1984.

[34] R. Fathallah, G. Inglebert, and L. Castex, “Prediction of plastic deformation and residual stresses induced in metallic parts by shot peening,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 14, no. 7, pp. 631–639, Jul. 1998.

[35] T. Roland, D. Retraint, K. Lu, and J. Lu, “Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment,” *Scripta Materialia*, 2006.

[36] A. L. Ortiz, J.W. Tian, L.L. Shaw, and P. K. Liaw, “Experimental study of the microstructure and stress state of shot peened and surface mechanical attrition treated nickel alloys,” *Scripta Materialia*, 2010.

[37] T. Prezeau, J. Samuel, and T. Muller, “Procédé de traitement de surface d’une pièce métallique,” FR 1061373.

[38] K. Lu and J. Lu, “Surface Nanocrystallization of Metallic Materials : Presentation of the concept behind a New Approach,” *Journal of Materials Science and Technology*, pp. 193–197, 1999.

[39] S. Bacgheri Fard and M. Guagliano, “Effects of surfaces nanocrystallization induced by shot peening on material properties : a Review,” *Fracture and Structural Integrity*, pp. 3–16, 2009.

[40] J. Z. Lu, H. F. Duan, K. Y. Luo, L. J. Wu, W. W. Deng, and J. Cai, “Tensile properties and surface nanocrystallization analyses of H62 brass subjected to room-temperature and warm laser shock peening,” *J. Alloys Compd.*, vol. 698, pp. 633–642, Mar. 2017.

[41] J. Lu and K. Lu, “Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment,” *Materials Science and Engineering*, 2004.

[42] D. Li, H. N. Chen, and H. Xu, “The effect of nanostructured surface layer on the fatigue behaviors of a carbon steel,” *Applied Surface Science*, pp. 3811–3816, 2009.

[43] O. Unal, A. C. Karaoglanli, R. Varol, and A. Kobayashi, “Microstructure evolution and mechanical behavior of severe shot peened commercially pure titanium,” *Vcuum*, 2014.

[44] A. Ben Cheikh Larbi, A. Cherif, and M. A. Tarres, “Improvement of the adhesive wear resistance of steel by nitriding quantified by the energy dissipated in friction,” *Wear*, pp. 712–718, 2005.

[45] M. Pellizzari, A. Molinari, and G. Straffelini, “Thermal fatigue resistance of gas and plasma nitrided 41CrAlMo7,” *Materials Science and Engineering*, pp. 186–194, 2003.

[46] Bo Wang *et al.*, “Significant acceleration of nitriding kinetics in pure iron by pressurized gas treatment,” *Materials and Design*, pp. 91–96, 2015.

[47] M. A. J. Somers and E. J. Mittemeijer, “Layer-Growth Kinetics on Gaseous Nitriding of Pure Iron Evaluation of Diffusion Coefficients for Nitrogen in Iron Nitrides,” *Metallurgical and Materials Transactions*, pp. 57–74, 1995.

[48] J. Biehler, H. Hoche, and M. Oechsner, “Nitriding behavior and corrosion properties of AISI 304L and 316L austenitic stainless steel with deformation-induced martensite,” *Surf. Coat. Technol.*, vol. 324, pp. 121–128, Sep. 2017.

[49] A. P.A. Manfridini, C. Godoy, J. C. A. B. Wilson, and M. V. Auad, “Surface hardening of IF steel by plasma nitriding: Effect of a shot peening pre-treatment,” *Surface and Coatings Technology*, pp. 168–178, 2014.

[50] K. Taek Cho, K. Song, S. Ho Oh, Young-Kook Lee, and W. Beol Lee, “Surface hardening of shot peened H13 steel by enhanced nitrogen diffusion,” *Surface and Coatings Technology*, pp. 912–919, 2013.

[51] S. M. Hassani-Gangaraj, A. Moridi, M. Guagliano, and A. Ghidini, “Nitriding duration reduction without sacrificing mechanical characteristics and fatigue behavior: The beneficial effect of surface nano-crystallization by prior severe shot peening,” *Materials and Design*, pp. 492–498, 2014.

[52] D. She, W. Yue, Z. Fu, Y. Gu, C. Wang, and J. Liu, “The effect of nitriding temperature on hardness and microstructure of die steel pre-treated by ultrasonic cold forging technology,” *Mater. Des.*, vol. 49, pp. 392–399, Aug. 2013.

[53] V. Lacaille *et al.*, “Combination of mechanical and chemical pre-treatments to improve nitriding efficiency on pure iron,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 414, pp. 73–81, Aug. 2017.

[54] D. Manova, S. Mändl, H. Neumann, and B. Rauschenbach, “Influence of grain size on nitrogen diffusivity in austenitic stainless steel,” *Surf. Coat. Technol.*, vol. 201, no. 15, pp. 6686–6689, Apr. 2007.

[55] Lie S., Liang W, Xu J.J., and Chun S., “Effect of pre-shot peening on plasma nitriding kinetics of austenitic stainless steel,” *Advanced Materials Research*, Switzerland, pp. 2955–2959, 2013.

[56] T. Thiriet *et al.*, “Nitrogen Diffusion at Low Temperature in fcc Materials Deformed by Attrition Peening,” *Defect Diffus. Forum*, vol. 323–325, pp. 471–476, 2012.

[57] F. Cemin *et al.*, “Influence of atomic and mechanical attrition on low temperature plasma nitriding of ferrous alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 13–14, pp. 3206–3209, May 2010.

[58] M. Chemkhi *et al.*, “The effect of surface mechanical attrition treatment on low temperature plasma nitriding of an austenitic stainless steel,” *Surf. Coat. Technol.*, vol. 221, pp. 191–195, 2013.

[59] D. Devaux, “Caractérisation des plasmas formés par laser impulsionnel en géométrie confinée. Application au choc laser,” Université Paris XI, Orsay, France, 1993.

[60] P. Forget, “Création de contraintes résiduelles dans un superalliage à base de nickel par choc laser : une analyse tridimensionnelle simplifiée,” École Nationale Supérieure des Mines, Paris France, 1993.

[61] J. Fournier, “Génération d’ondes de choc par laser pulsé de forte energie,” Ecole Polytechnique, Palaiseau, France, 1989.

[62] S. Taddia and E. Troiani, “Effect of Laser Shock Peening on the Fatigue Behavior of Thin Aluminum Panels,” *Mater. Today Proc.*, vol. 2, no. 10, pp. 5006–5014, 2015.

[63] R. Fabbro, P. Peyre, L. Berthe, and X. Scherpereel, “Physics and applications of laser-shock processing,” *J. Laser Appl.*, vol. 10, no. 6, pp. 265–279, Dec. 1998.

[64] J. L. Ocaña, C. Molpeceres, J. A. Porro, G. Gómez, and M. Morales, “Experimental assessment of the influence of irradiation parameters on surface deformation and residual stresses in laser shock processed metallic alloys,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 238, no. 1–4, pp. 501–505, Nov. 2004.

[65] L. Petan, J. L. Ocaña, and J. Grum, “Influence of laser shock peening pulse density and spot size on the surface integrity of X2NiCoMo18-9-5 maraging steel,” *Surf. Coat. Technol.*, vol. 307, pp. 262–270, Dec. 2016.

[66] X. Zhang *et al.*, “Modeling of residual stress field induced in Ti–6Al–4V alloy plate by two sided laser shock processing,” *Surface and Coatings Technology*, pp. 163–173, 2015.

[67] P. Peyre and R. Fabbro, “Laser shock processing: a review of the physics and applications,” *Opt. Quantum Electron.*, vol. 27, no. 12, pp. 1213–1229, 1995.

[68] A. H. Clauer, J. H. Holbrook, and B. P. Fairand, “Effects of laser induced shock waves on metals,” in *Shock waves and high-strain-rate phenomena in metals*, Springer, 1981, pp. 675–702.

[69] A. H. Clauer and B. P. Fairand, “Interaction of laser-induced stress waves with metals,” *Appl. Lasers Mater. Process. Ed E Metzbower ASM Int. Mater. Park OH*, p. 229, 1979.

[70] Z. Liucheng, L. Yinghong, H. Weifeng, C. Donglin, and N. Xiangfan, “Effect of multiple laser shock processing on microstructure and mechanical properties of Ti-5Al-4Mo-

4Cr-2Sn-2Zr titanium alloy," *Rare Met. Mater. Eng.*, vol. 43, no. 5, pp. 1067–1072, 2014.

[71] P. Peyre, R. Fabbro, and L. Berthe, "Laser shock processing to improve mechanical properties of metallic materials," *WIT Trans. Eng. Sci.*, vol. 17, 1997.

[72] C. Cellard, "Etude du choc laser sur l'alliage de titane Ti-17 : application aux plaques mince," Université de technologie de Troyes, Troyes, 2010.

[73] J. E. Rankin, M. R. Hill, and L. A. Hackel, "The effects of process variations on residual stress in laser peened 7049 T73 aluminum alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 349, no. 1, pp. 279–291, 2003.

[74] S. Huang *et al.*, "On the influence of laser peening with different coverage areas on fatigue response and fracture behavior of Ti–6Al–4V alloy," *Engineering Fracture Mechanics*, pp. 72–82, 2015.

[75] J. Z. Lu, B. Han, C. Y. Cui, C. J. Li, and K. Y. Luo, "Electrochemical and pitting corrosion resistance of AISI 4145 steel subjected to massive laser shock peening treatment with different coverage layers," *Opt. Laser Technol.*, vol. 88, pp. 250–262, Feb. 2017.

[76] X. D. Ren *et al.*, "Microstructure evolution and grain refinement of Ti-6Al-4V alloy by laser shock processing," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 363, pp. 44–49, Feb. 2016.

[77] S. Anand Kumar, R. Sundar, and S. Ganesh Sundara Raman, "Influence of laser peening on microstructure and fatigue lives of Ti6Al4V," *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*, pp. 3111–3117, 2013.

[78] J. Radziejewska, "Application of a nanosecond laser pulse to evaluate dynamic hardness under ultra-highstrainrate," *Optics and Laser Technology*, pp. 125–133, 2016.

[79] M. Halilovič, S. Issa, M. Wallin, H. Hallberg, and M. Ristinmaa, "Prediction of the residual state in 304 austenitic steel after laser shock peening – Effects of plastic deformation and martensitic phase transformation," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 111–112, pp. 24–34, Jun. 2016.

[80] Q. Hongchao, Z. Jibin, Z. Gongxuan, and G. Yu, "Effects of laser shock peening on microstructure and residual stress evolution in Ti-45Al-2Cr-2Nb-0.2B alloy," *Surface and Coatings Technology*, pp. 145–151, 2015.

[81] Q. Hongchao, Z. Jibin, and G. Yu, "Experimental investigation of laser peening on TiAl alloy microstructure and properties," *Chinese Journal of Aeronautics*, pp. 609–616, 2015.

[82] A. Salimianrizi, E. Foroozmehr, M. Badrossamay, and H. Farroukhpour, "Effect of Laser Shock Peening on surface properties and residual stress of Al6061-T6," *Optics and Laser in Engineering*, pp. 112–117, 2016.

[83] A. Gujba and M. Medraj, "Laser Peening Process and Its Impact on Materials Properties in Comparison with Shot Peening and Ultrasonic Impact Peening," *Materials*, vol. 7, no. 12, pp. 7925–7974, Dec. 2014.

[84] X. Nie, W. He, L. Zhou, Q. Li, and X. Wang, "Experiment investigation of laser shock peening on TC6 titanium alloy to improve high cycle fatigue performance," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 594, pp. 161–167, Jan. 2014.

[85] C. Correa, L. Ruiz de Lara, M. Díaz, A. Gil-Santos, J. A. Porro, and J. L. Ocaña, "Effect of advancing direction on fatigue life of 316L stainless steel specimens treated by double-sided laser shock peening," *Int. J. Fatigue*, vol. 79, pp. 1–9, Oct. 2015.

[86] L. Ocatia, M. Morales, C. Molpeceres, J. A. Porro, J. G. Abascal, and M. Zupaneic, "Laser shock processing as a method for surface properties modlficatlon of metallic

materials," in *Proceedings of the 9th International Conference on Shot Peening, Paris, France*, 2005.

[87] P. Ballard, J. Fournier, R. Fabbro, and J. Frelat, "Residual stresses induced by laser-shocks," *J. Phys. IV*, vol. 1, no. C3, pp. C3–487, 1991.

[88] Xiaolai Zhou, "Etude paramétrique pour la détermination des contraintes résiduelles par la méthode ultrasonore," Université de technologie de Troyes, Troyes, 2013.

[89] N. Ait-Tayeb, Y. Pinto, J. Lu, M. Desvignes, and H. Gachon, "Prise en Compte par le Calcul d'un Etat de Contraintes Résiduelles," presented at the Strucome, Paris, 1994.

[90] E. Rouhaud, A. Milley, and J. Lu, "Introduction of residual stress field in finite element three-dimensional structures." Université de technologie de Troyes.

[91] F. Ahdad and M. Desvignes, "Introduction d'un Etat Initial dans un Code d'Eléments-Finis," presented at the Strucome, Paris, 1994.

[92] J. Lemaitre, J. L. Chaboche, A. Benellal, and R. Desmorat, *Mécanique des matériaux solides*, 3eme edition. Dunod, 2008.

[93] E. Rouhaud, A. Ouakka, C. Ould, J. L. Chaboche, and M. Francois, "Finite elements model of shot peening, effects of constitutive laws of the material," *Proc. ICSP-9 Paris Fr.*, 2005.

[94] M. Kobayashi, T. Matsui, and Y. Murakami, "Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening," *Int. J. Fatigue*, vol. 20, no. 5, pp. 351–357, 1998.

[95] K.L. Johnson, *Contact Mechanics*. Cambridge University Press, 1985.

[96] S. A. Meguid, G. Shagal, J. C. Stranart, K. M. Liew, and L. S. Ong, "Relaxation of Peening Residual Stresses Due to Cyclic Thermo-Mechanical Overload," *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 127, no. 2, p. 170, 2005.

[97] S. Baragetti, "Three-dimensional finite-element procedures for shot peening residual stress field prediction.," *International journal of Materials and Product Technology*, 2001.

[98] G. Z. Voyiadjis and F. H. Abed, "A coupled temperature and strain rate dependent yield function for dynamic deformations of bcc metals," *Int. J. Plast.*, vol. 22, no. 8, pp. 1398–1431, 2006.

[99] A. Sandá, V. García Navas, and O. Gonzalo, "Surface state of Inconel 718 ultrasonic shot peened: Effect of processing time, material and quantity of shot balls and distance from radiating surface to sample," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 4, pp. 2213–2220, Apr. 2011.

[100] C. Pilé, M. François, D. Retraint, E. Rouhaud, and J. Lu, "Modelling of the Ultrasonic Shot Peening Process," *Mater. Sci. Forum*, vol. 490–491, pp. 67–72, 2005.

[101] C. Pilé, "Le grenailalge par ultrason : caractérisation du procédé et influence sur la fatigue d'alliages TiAl," Université de technologie de Troyes, Troyes, 2005.

[102] M. Micoulaut, S. Mechkov, D. Retraint, P. Viot, and M. François, "Granular gases in mechanical engineering: on the origin of heterogeneous ultrasonic shot peening: Granular gases in mechanical engineering," *Granul. Matter*, vol. 9, no. 1–2, pp. 25–33, Nov. 2006.

[103] P. Thümmler, "Beschreibung der Vorgänge beim Ultraschallkugelstrahlen unter Berücksichtigung der Strahlintensität und der Kugelbewegungen bei Parameteränderungen," 2008.

[104] C. Nourguier-Lehon, M. Zarwel, C. Diviani, D. Hertz, H. Zahouani, and T. Hoc, "Surface impact analysis in shot peening process," *Wear*, 2012.

[105] J. Badreddine, S. Remy, M. Micoulaut, E. Rouhaud, V. Desfontaine, and P. Renaud, “CAD based model of ultrasonic shot peening for complex industrial parts,” *Adv. Eng. Softw.*, vol. 76, pp. 31–42, Oct. 2014.
[106] J. Badreddine, E. Rouhaud, M. Micoulaut, and S. Remy, “Simulation of shot dynamics for ultrasonic shot peening: Effects of process parameters,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 82, pp. 179–190, May 2014.
[107] J. Badreddine, “Modélisation du grenaillage ultrason pour des pièces à géométrie complexe,” Troyes, 2014.
[108] N. V. Brilliantov, F. Spahn, J.-M. Hertzsch, and T. Pöschel, “Model for collisions in granular gases,” *Phys. Rev. E*, vol. 53, no. 5, p. 5382, 1996.
[109] C. Hardy, C. N. Baronet, and G. V. Tordion, “The elasto-plastic indentation of a half-space by a rigid sphere,” *Int. J. Numer. Methods Eng.*, vol. 3, no. 4, pp. 451–462, 1971.
[110] L. Diwisch, M. Foulon, and A. Rey, “Les mémoires de Hertz sur les contacts ponctuels,” *ENSAM*, 1990.
[111] O. Choumad, “Analyse des contraintes résiduelles générées lors du grenaillage : approches analytique, numérique et expérimentale des impacts de billes,” Université de technologie de Troyes, Troyes, 2007.
[112] M. Zimmermann, M. Klemenz, and V. Schulze, “Literature review on shot peening simulation,” *International Journal of Computational Materials Science and Surface Engineering*, 2010.
[113] S. A. Meguid, G. Shagal, and J. C. Stranart, “3D FE analysis of peening of strain-rate sensitive materials using multiple impingement model,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 27, no. 2, pp. 119–134, 2002.
[114] T. Kim, H. Lee, H. C. Hyun, and S. Jung, “A simple but effective FE model with plastic shot for evaluation of peening residual stress and its experimental validation,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 18, pp. 5945–5954, Jul. 2011.
[115] M. S. Eltobgy, E. Ng, and M. A. Elbestawi, “Three-dimensional elastoplastic finite element model for residual stresses in the shot peening process,” *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.*, vol. 218, no. 11, pp. 1471–1481, 2004.
[116] J. Zarka, J. Frelat, and P. Kasmai-Navidi, *A new approach in inelastic analysis of structures*, L.M.S. Ecole Polytechnique, 1990.
[117] J. Caro, M. Foulon, and A. Rey, “Les mémoires de Belajeff sur les contacts ponctueles,” *ENSAM*, 1990.
[118] R.M. Davies, *The determonation of static and dynamic yield stresses using a steel ball*, Royal Society. 1948.
[119] Timoshenko and Goodier, *Théorie de l’élasticité*. L.P.C. Beranger, 1961.
[120] N. Hamdane, G. Inglebert, and L. Castex, “Prédiction des contraintes résiduelles introduites par martelage dans les tubes en alliage de nickel,” *Grenaillage Précontrainte*, pp. 83–92, 1991.
[121] S. Slim, “Identification des paramètres d’une loi de comportement elastoplastique pour le grenailalge et application à l’étude des liens entre l’évolution cyclique du matériau et le taux de recouvrement,” *ENSAM*, 1995.
[122] Guechichi Hocine, “Prevision des contraintes residuelles dues au grenaillage de precontrainte,” Ecole nationale superieure d’arts et metiers, Paris.
[123] J. N. Baléo, B. Bourges, P. Courcoux, C. Faur-Brasquet, and P. Le Cloirec, *Méthodologie Expérimentale*, vol. 1. Paris: Ed. Tec and Doc., 2003.
[124] R. Comolet, *Mécanique expérimentale des fluides*, 4th ed., vol. 1. Paris: Dunod, 2006.

[125] H. Hanche-Olsen, “Buckingham’s pi-theorem,” 2004.
[126] S. Baragetti, M. Guagliano, and L. Vergani, “Numerical procedure for shot peening optimization by means of non-dimensional factors,” *International Journal of Materials and Product Technology*, pp. 91–103, 2000.
[127] M. Guagliano, “An approach to relate the shot peening parameters to the induced residual stress,” presented at the 7th International Conference on Shot Peening, Warsaw, 1999.
[128] S.T.S. Al-Hassani, “Machanical aspects of residual stress development in shot peening,” in *ShotPeener*, Paris.
[129] C. S. Montross, T. Wei, L. Ye, G. Clark, and Y.-W. Mai, “Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review,” *Int. J. Fatigue*, vol. 24, no. 10, pp. 1021–1036, 2002.
[130] S. J. Lainé, K. M. Knowles, P. J. Doorbar, R. D. Cutts, and D. Rugg, “Microstructural characterisation of metallic shot peened and laser shock peened Ti–6Al–4V,” *Acta Mater.*, vol. 123, pp. 350–361, Jan. 2017.
[131] S. P. Brühl, R. Charadia, S. Simison, D. G. Lamas, and A. Cabo, “Corrosion behavior of martensitic and precipitation hardening stainless steels treated by plasma nitriding,” *Surf. Coat. Technol.*, vol. 204, no. 20, pp. 3280–3286, Jul. 2010.
[132] H. L. Langhaar, *Dimensional analysis and theory models*. New York: John Wiley and sons Inc, 1951.
[133] L. I. Sedov, *Similarity and dimensional methods in mechanics*. New York: Academic Press, 1943.
[134] P. W. Bridgman, *Dimensional Analysis.* New York: AMS Pres, 1922.
[135] R. C. Pankhurst, *Dimensional analysis and scale factor*. London: Chapman and Hall Ltd, 1964.
[136] A. Ghasemi, S. M. Hassani-Gangaraj, A. H. Mahmoudi, G. H. Farrahi, and M. Guagliano, “Shot peening coverage effect on residual stress profile by FE random impact analysis,” *Surf. Eng.*, vol. 32, no. 11, pp. 861–870, Nov. 2016.
[137] V. Llaneza and F. J. Belzunce, “Study of the effects produced by shot peening on the surface of quenched and tempered steels: roughness, residual stresses and work hardening,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 356, pp. 475–485, Nov. 2015.
[138] J. Davis, “Analytical modeling and applications of residual stresses induced by shot peening,” University of Washington, 2012.
[139] A. Heydari Astaraee, R. Miresmaeili, S. Bagherifard, M. Guagliano, and M. Aliofkhazraei, “Incorporating the principles of shot peening for a better understanding of surface mechanical attrition treatment (SMAT) by simulations and experiments,” *Mater. Des.*, vol. 116, pp. 365–373, Feb. 2017.
[140] A. S. Kobayashi, T. Honda, and M. Ramulu, “Fatigue of shot peened 7075-T7351 senb specimen - a 3D analysis.,” *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, no. 29, pp. 416–424, 2006.
[141] S. Bagherifard, S. Slawik, I. Fernández-Pariente, C. Pauly, F. Mücklich, and M. Guagliano, “Nanoscale surface modification of AISI 316L stainless steel by severe shot peening,” *Mater. Des.*, Apr. 2016.
[142] T. Chaise *et al.*, “Modelling of multiple impacts for the prediction of distortions and residual stresses induced by ultrasonic shot peening (USP),” *Journal of Materials Processing technology*, pp. 2080–2090, 2012.

[143] C. V. Nielsen, W. Zhang, L. M. Alves, N. Bay, and P. A. F. Martins, “Finite Element Formulations,” in *Modeling of Thermo-Electro-Mechanical Manufacturing Processes*, London: Springer London, 2013, pp. 3–9.
[144] H. Oudin, “Méthode des éléments finis,” Ecole Centrale de Nantes, 2008.
[145] H. Oudin, “Introduction à la plasticité,” 2009.
[146] F. Cochennec, “Simulation numérique du grenaillage de mise en forme pour une integration produit-procédés en conception mécanique,” Université de technologie de Troyes, 2009.
[147] D. Gallitelli *et al.*, “Simulation of shot peening: From process parameters to residual stress fields in a structure,” *Comptes Rendus Mécanique*, vol. 344, no. 4–5, pp. 355–374, Apr. 2016.
[148] N.V. Brilliantov, F. Spahn, J.-M. Hertzsh, and T. Poschel, “Model for collisions in granular gases,” *Physical Review*, pp. 5382–5392, 1996.
[149] J. Badreddine *et al.*, “Simulation and experimental approach for shot velocity evaluation in ultrasonic shot peening,” *Mécanique & Industries*, pp. 223–229, 2011.
[150] D. Kirk, “Shot Peening,” *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*, pp. 349–361, 1999.
[151] A. Gariépy, H. Y. Miao, and M. Lévesque, “Simulation of the shot peening process with variable shot diameters and impacting velocities,” *Adv. Eng. Softw.*, Jul. 2017.
[152] A. P. A. Manfridini, C. Godoy, J. C. Avelar-Batista Wilson, and M. V. Auad, “Surface hardening of IF steel by plasma nitriding: Effect of a shot peening pre-treatment,” *Surf. Coat. Technol.*, vol. 260, pp. 168–178, Dec. 2014.
[153] A. Abbate, J. Frankel, and W. Scholz, “Measurement and theory of the dependence of hardness on residual stress,” DTIC Document, 1993.
[154] G. Meisl *et al.*, “Nitrogen transport in ASDEX Upgrade: Role of surface roughness and transport to the main wall,” *Nucl. Mater. Energy*, vol. 12, pp. 51–59, Aug. 2017.
[155] H. K. Yeddu, T. Lookman, and A. Saxena, “Reverse phase transformation of martensite to austenite in stainless steels: a 3D phase-field study,” *J. Mater. Sci.*, vol. 49, no. 10, pp. 3642–3651, May 2014.
[156] S. Laassiri, C. D. Zeinalipour-Yazdi, C. R. A. Catlow, and J. S. J. Hargreaves, “Nitrogen transfer properties in tantalum nitride based materials,” *Catal. Today*, vol. 286, pp. 147–154, May 2017.
[157] M. Golzar Shahri, S. R. Hosseini, M. Salehi, and M. Naderi, “Evaluation of nitrogen diffusion in thermo-mechanically nanostructured and plasma nitrided stainless steel,” *Surf. Coat. Technol.*, vol. 296, pp. 40–45, Jun. 2016.
[158] L. A. Espitia, H. Dong, X.-Y. Li, C. E. Pinedo, and A. P. Tschiptschin, “Cavitation erosion resistance and wear mechanisms of active screen low temperature plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel,” *Wear*, vol. 332–333, pp. 1070–1079, May 2015.
[159] G. U. O. Yuanyuan, “Etude des interactions entre l’azote et le carbone lors de traitements séquencés de nitruration, de carburation et de nitrocarburation à basse température d’aciers inoxydables austénitiques. Application à la texturation de surface.”
[160] A. C. Karaoglanli, K. M. Doleker, B. Demirel, A. Turk, and R. Varol, “Effect of shot peening on the oxidation behavior of thermal barrier coatings,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 354, pp. 314–322, Nov. 2015.

[161] Z. Dong *et al.*, “Effect of ultrasonic impact peening on the corrosion of ferritic–martensitic steels in supercritical water,” *J. Nucl. Mater.*, vol. 457, pp. 266–272, Feb. 2015.
[162] S. Kumar, K. Chattopadhyay, G. S. Mahobia, and V. Singh, “Hot corrosion behaviour of Ti–6Al–4V modified by ultrasonic shot peening,” *Mater. Des.*, vol. 110, pp. 196–206, Nov. 2016.
[163] A. Kanjer *et al.*, “Improving the high temperature oxidation resistance of pure titanium by shot-peening treatments,” *Surf. Coat. Technol.*, Nov. 2017.
[164] A. H. Mahmoudi, A. Ghasemi, G. H. Farrahi, and K. Sherafatnia, “A comprehensive experimental and numerical study on redistribution of residual stresses by shot peening,” *Mater. Des.*, vol. 90, pp. 478–487, Jan. 2016.
[165] P. Depouhon, J. M. Sprauel, M. Mailhé, and E. Mermoz, “Mathematical modeling of residual stresses and distortions induced by gas nitriding of 32CrMoV13 steel,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 82, pp. 178–190, Feb. 2014.
[166] P. Depouhon, J. M. Sprauel, and E. Mermoz, “Prediction of residual stresses and distortions induced by nitriding of complex 3D industrial parts,” *CIRP Ann.*, vol. 64, no. 1, pp. 553–556, 2015.
[167] Mahdi Chemkhi, “Nanocristallisation superficielle couplée à la nitruration plasma pour augmenter les propriétés de fatigue et d’usure d’alliages métalliques,” Université de technologie de Troyes, Troyes, 2014.
[168] Y.Pi, G. Agoda-Tandjawa, S. Potiron, C. Demangel, D. Retraint, and H. Benhayoune, “Surface nanocrystallisation of Ti-Al-4V Alloy: Microstructural and Mechanical Characterization,” *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, USA, pp. 1–6, 2012.
[169] C. Garcia, T. Lotz, M. Martinez, A. Artemev, R. Alderliesten, and R. Benedictus, “Fatigue crack growth in residual stress fields,” *Int. J. Fatigue*, vol. 87, pp. 326–338, Jun. 2016.
[170] Y. Combres, *Proprietes du Titane et de ses alliage*. Ed. Techniques Ingenieur, 2010.
[171] L. Zhu, Y. Guan, Y. Wang, Z. Xie, J. Lin, and J. Zhai, “Influence of process parameters of ultrasonic shot peening on surface roughness and hydrophilicity of pure titanium,” *Surf. Coat. Technol.*, vol. 317, pp. 38–53, May 2017.
[172] S. Vigneron, “Analyse thermomécanique multiechelle de la transformation de phase dans les alliages à mémoire de forme,” Université Montpellier II-Sciences et Techniques du Languedoc, 2009.
[173] R. Guiheux, S. Berveiller, R. Kubler, D. Bouscaud, E. Patoor, and Q. Puydt, “Martensitic transformation induced by single shot peening in a metastable austenitic stainless steel 301LN: Experiments and numerical simulation,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 249, pp. 339–349, Nov. 2017.
[174] Y. Shadangi, K. Chattopadhyay, S. B. Rai, and V. Singh, “Effect of LASER shock peening on microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of interstitial free steel,” *Surface and Coatings Technology*, pp. 216–224, 2015.
[175] Jean-Sébastien Lecompte, “Etude de la plasticité de l’alliage TA6V entre 25°C et 800°C,” Université de Metz, Metz, 2000.
[176] L. Chen, A. Ahadi, J. Zhou, and J.-E. Ståhl, “Modeling Effect of Surface Roughness on Nanoindentation Tests,” *Procedia CIRP*, vol. 8, pp. 334–339, 2013.
[177] O. Iracheta, C. J. Bennett, and W. Sun, “The influence of the indentation size in relation to the size of the microstructure of three polycrystalline materials indented with a Berkovich indenter,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 706, pp. 330–341, Oct. 2017.

[178] F. Yang, L. Peng, and K. Okazaki, “Effect of the indenter size on the indentation of aluminum,” *Mater. Charact.*, vol. 57, no. 4–5, pp. 321–325, Dec. 2006.
[179] A. I. Dekhtyar, B. N. Mordyuk, D. G. Savvakin, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, and N. I. Khripta, “Enhanced fatigue behavior of powder metallurgy Ti–6Al–4V alloy by applying ultrasonic impact treatment,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 641, pp. 348–359, Aug. 2015.
[180] J. Sheng, S. Huang, J. Z. Zhou, J. Z. Lu, S. Q. Xu, and H. F. Zhang, “Effect of laser peening with different energies on fatigue fracture evolution of 6061-T6 aluminum alloy,” *Optics and Laser Technology*, pp. 169–176, 2016.
[181] C. Correa, A. Gil-Santos, J. A. Porro, M. Diaz, and J. L. Ocaña, “Eigenstrain simulation of residual stresses induced by laser shock processing in a Ti6Al4V hip replacement,” *Materials and Design*, pp. 106–114, 2015.
[182] A. H. Cottrell, “Theory of dislocations,” *Prog. Met. Phys.*, vol. 4, p. 205IN5209IN7249–208248264, 1953.
[183] J. W. Christian and S. Mahajan, “Deformation twinning,” *Prog. Mater. Sci.*, vol. 39, no. 1–2, pp. 1–157, 1995.
[184] Q. Yu *et al.*, “Strong crystal size effect on deformation twinning,” *Nature*, vol. 463, no. 7279, pp. 335–338, Jan. 2010.
[185] H. Abdolvand and M. R. Daymond, “Multi-scale modeling and experimental study of twin inception and propagation in hexagonal close-packed materials using a crystal plasticity finite element approach; part II: Local behavior,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 61, no. 3, pp. 803–818, Mar. 2013.
[186] J. E. Field, S. M. Walley, W. G. Proud, H. T. Goldrein, and C. R. Siviour, “Review of experimental techniques for high rate deformation and shock studies,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 30, no. 7, pp. 725–775, Aug. 2004.
[187] Jean Protas, *Diffraction des rayonnements : Introduction aux concepts et méthodes*. Paris: Dunod, 1999.
[188] C. Suryanarayana and M. Grant Norton, *X-Ray Diffraction : A Pratical Approach*, Springer Science. .
[189] N. Broll, *Caractérisation de solides cristallisés par diffraction X*. Ed. Techniques Ingénieur, 1996.
[190] A.D. Mighell, C.R. Hubbard, J.K. Stalick, and M.A. Holomany, *A Manual Describing the Data Format Used in NBS*AIDS83*, International Centre for Diffraction Data. JCPDS, 1990.
[191] Vincent Ji, “Contribution a l’analyse par diffraction des rayon X de l’etat microstructural et mecanique des materiaux heterogenes.pdf,” Habilitation à diriger des recherches, 2003.
[192] J. Lu, *Handbook of measurements of residual stress*. SEM, 1996.
[193] J. Lord, “Hole drilling techniques,” in *BCA Structural Materials Workshop*, 2000.
[194] K. Kim, T. Choi, M. gyun Na, and H. Jung, “Residual stress measurement on the butt-welded area by electronic speckle pattern interferometry,” *Nucl. Eng. Technol.*, vol. 47, no. 1, pp. 115–125, Feb. 2015.
[195] T. Baudin, *Analyse EBSD - Principe et cartographies d’orientations*, Techniques ingenieur., vol. 1. techniques ingenieur, 2010.

ANNEXES

Annexe II. 1

Recherche des fonctions pour tracer le profil

En référence à la Figure II.15a on peut écrire le système :

$$\begin{cases} Az^2 + Bz + C = \sigma_{surf} & 0 < z < z_s \\ Mz + T = K & z_s < z < z_0 \end{cases} \quad \text{(II. 82)}$$

A, *B* et *C* sont des constantes.

La fonction de deuxième ordre (points rouges) passera par le point (0 ; σ_{surf}), et le point (z_{max}, σ_{max}), ce dernier sera imposé comme point de max relatif de la fonction. Avec ces conditions on sait qu'en imposant $z = 0$, on trouve que C= σ_{surf}. On sait aussi qu'en z_{max} la fonction prend la forme suivante :

$$Az_{max}^2 + Bz_{max} + \sigma_{surf} = \sigma_{max} \quad \text{(II. 83)}$$

Et que, étant un point de max relatif, sa dérivée est égale à zéro. Donc :

$$2Az_{max} + B = 0 \quad \text{(II. 84)}$$

En combinant les équations 83 et 84 on trouve les valeurs des constantes *A* et *B* en fonction de σ_{surf}, σ_{max} *et* z_{max} pour faire si que la fonction respect les conditions imposées.

$$\begin{cases} A = \dfrac{\sigma_{surf} - \sigma_{max}}{z_{max}^2} \\ B = \dfrac{2(\sigma_{max} - \sigma_{surf})}{z_{max}} \end{cases} \quad \text{(II. 85)}$$

Puis, pour la deuxième fonction, on va tracer une droite (tirets violets) passant par le point (z_0 ; 0) et par le point où la droite est tangente à la fonction d'ordre deux (z_s, σ_s). Nous avons désormais besoin de trouver le point *S* où la droite est tangente à la fonction parabolique. Au point *S* on a :

$$\frac{d(Az_s^2 + Bz_s + C)}{dz_s} = M \quad \text{(II. 86)}$$

$$2Az_s + B = M \quad \text{(II. 87)}$$

Au point (Z_0; 0) on a :

$$Mz_0 + T = 0 \quad \text{(II. 88)}$$

$$T = -Mz_0 \quad \text{(II. 89)}$$

En combinant les équations 88 et 89 on peut écrire :

$$T = -(2Az_s + B)z_0 \quad \text{(II. 90)}$$

Au point *S*, on peut aussi écrire :

$$Az_s^2 + Bz_s + \sigma_{surf} = Mz_s + T = \sigma_s \quad \text{(II. 91)}$$

Avec les équations (II. 87 et (II. 89 on a :

$$Az_s^2 + Bz_s + \sigma_{surf} = 2(Az_s + B)z_s - (-2Az_s + B)z_0 \quad \text{(II. 92)}$$

Dans la forme simplifiée :

$$-Az_s^2 + 2Az_0z_s + Bz_0 + \sigma_{surf} = 0 \quad \text{(II. 93)}$$

On a maintenant la possibilité de calculer z_s, avec lequel on peut, en utilisant l'équation (II. 91, trouver aussi σ_s. Les valeurs de σ_{surf}, σ_{max}, z_{max} *et* z_0 seront calculées à l'aide des équations issues de l'analyse dimensionnelle. Les conditions imposées dans cette approche peuvent parfois ne pas être vérifiées, et se trouver avec le point *S* à l'extérieur de la zone attendue (par exemple z_s négatif), et donc même si on a les valeurs de σ_{surf}, σ_{max}, z_{max} *et* z_0, on ne pourra pas obtenir une fonction qui relie les points. Pour cette raison, dans certains cas, le profil sera dessiné avec des fonctions linéaires (deux droites), ce qui respecte assez bien l'allure d'un profil classique. (Figure II.15b).

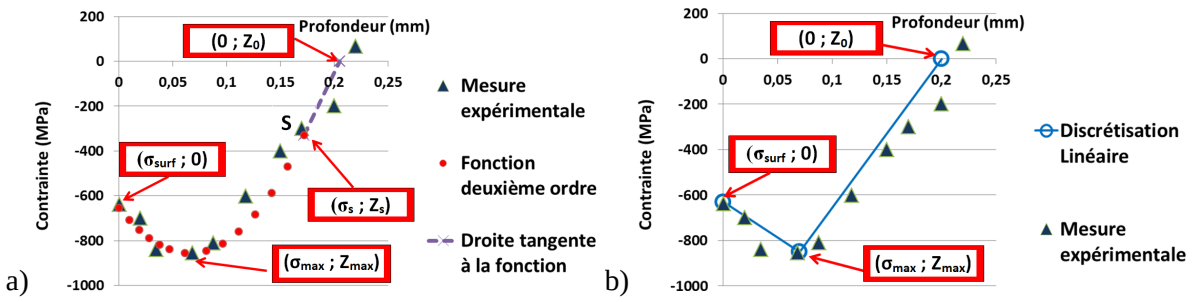


Figure II.39 Deux types d'approximations d'un profil de contraintes résiduelles. Profil expérimental (triangles verts) b) : approximation avec deux fonction, une d'ordre deux $Az^2+Bz+C=\sigma_{surf}$ (point rouge) et droite tangente Mz+T=K (tirées violets) ; type 2 : discrétisation linéaire, (ligne bleu clair) ; b) approximation avec deux droites ;

Annexe IV.1

Méthodes et techniques expérimentales

Toutes les méthodes expérimentales utilisées dans les comparaisons entre les trois procédés seront présentées avec une approche des techniques, pratiques et théoriques.

Polissage

Le polissage généralement est le procédé qui permet d'avoir une finition de surface assez lisse, avec une rugosité qui dépend de l'application de la pièce. Dans notre cas il y a eu essentiellement deux type de polissage, mécanique et électrolytique (ou électro-polissage). Les polissages mécaniques ont été effectués sur les sections transversales des échantillons traités afin de pouvoir effectuer des mesures de dureté dans la profondeur ou des observations microscopiques des grains. Cela se produit avec des disques abrasifs, qui tournent à grande vitesse et sur lesquelles sont posées les surfaces à polir. Généralement suivi d'une étape finale qui aviens sur un disque en mousse (chempol) avec une solution abrasive (alumine). Cette étape permet aussi d'enlever une éventuelle couche écurie qui peut fausser les résultats de dureté. Aussi la surface du disque brut à traiter par choc laser ou grenaillage a été polie mécaniquement afin d'effacer les stries d'usinage et avoir une surface plus homogène.

Le polissage électrolytique est un procédé électro chimique avec lequel une couche de matière est enlevée par dissolution anodique. La pièce à traiter est plongée dans un bain d'électrolyte acide fortement concentré, composé de deux électrodes et reliée au pôle positif (anode). Un courant électrique est appliqué. Le processus d'électrochimie produit une dissolution anodique de la couche superficielle, plus ou moins importante selon l'intensité de courant (continu) qui travers le système. Cette technique a été utilisée pour enlever des couches très fines de matière et effecteur des mesures de contraintes résiduelles en DrX dans la profondeur de l'échantillon. Le polissage électrolytique laisse la surface avec une rugosité très faible et n'écrouit pas les matériaux.

Rugosité

L'importance de connaitre la rugosité d'une pièce est due au fait qu'elle donne immédiatement une idée de l'état de surface de l'échantillon. Et pour certain application elle peut avoir une importance prioritaire. La mesure consiste dans la caractérisation micro géométrique d'une surface. Un profil de surface peut être décomposé en écarts géométriques par rapport à une surface idéale plane. Ces écarts sont de 4 types différents, l'écart de forme, l'écart d'ondulation, l'écart de rugosité périodique (par exemple des stries dues à l'usinage) et l'écart de rugosité apériodique (ex. arrachements, fentes, pics). Les écarts de forme et d'ondulation sont filtrés (cut off) et une ligne moyenne est dessinée. Ensuite par rapport à cette ligne la mesure prend en compte les pics et le creux, sur une longueur qui dépend de la norme NF EN ISO 4287. Cette norme impose d'effectuer une première évaluation du paramètre *Ra* avec une longueur de mesure de 4 mm. Si la valeur de Ra entre dans la gamme

de valeurs prévues par la norme (Tableau 41) la mesure peut être considérée valide, autrement il faut changer la longueur d'évaluation selon la norme, et la refaire.

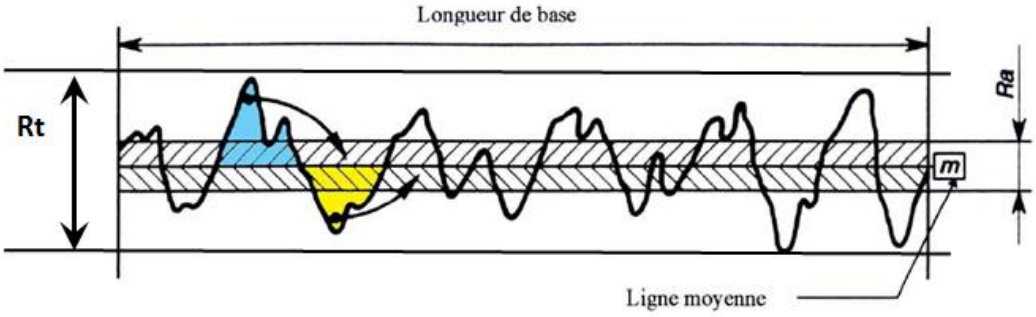
Tableau 41 Longueur d'évaluation de la rugosité et gamme de valeurs établies par la norme NF EN ISO4287

Norme NF EN ISO 4287	
Mesure de Ra	**Longueur d'évaluation (mm)**
0.006<Ra<0.02	0.4
0.02<Ra<0.01	1.25
0.1<Ra<2	4
2<Ra<10	12.5
10<Ra<80	40

Dans ces travaux de thèse la rugosité a été évaluée par contact avec un profilmètre. Ce dispositif est muni d'un palpeur avec une pointe en diamant qui va venir au contact de la surface de la pièce et se déplace à vitesse constante selon une direction. Le mouvement du palpeur dans les imperfections de la surface seront enregistrés et un profil 2D de la surface sera produit à l'aide du logiciel Taylor profile et c'est avec ces données que les paramétrés classique *Ra* et *Rt* seront calculés. Le profilmètre (ou Rugosimètre) est donc composé comme ci-contre :

A l'extrémité d'un bras articulé se situe la pointe en diamant en contact avec la pièce à mesurer. Le bras est motorisé pour avoir une course horizontale qui donnera un profil linéaire de la surface de la pièce de la longueur désirée.

Une fois établi la bonne longueur et avoir obtenu le profil de la surface on peut évaluer les paramètres *Ra* et *Rt*. Le paramétre *Ra* est la distance en µm entre la ligne de la hauteur moyenne des pics et la ligne de la profondeur moyenne des creux et il est représenté mathématiquement par la moyenne arithmétique des écarts à la ligne moyenne (m) avec l'équation (A IV. 94)



Exemple de paramètres Ra et Rt sur un profil de surface ;

$$Ra = \frac{1}{lb}\sum_{0}^{lb}|Z(x)| \qquad \text{(A IV. 94)}$$

Le paramètre *Rt* est la mesure de la distance entre le plus haut pic et le creux les plus profond, appelé auteur total du profil. Ce paramètre présente l'inconvénient de pouvoir facilement fausser par des point aberrants, est donc bonne pratique de refaire les mesures plusieurs fois et supprimer les points qui s'écartent trop de la moyenne des autre mesures. Dans cette étude, toutes les mesures ont été faites au moins 5 fois et présentées avec leur écart type.

Micro-dureté Vickers

Les essais de dureté permettent de quantifier la résistance à la déformation plastique des matériaux. Les mesures se basent sur l'évaluation de la taille de l'empreinte laissée par une pointe qui s'appuie sur la surface pendant un certain temps et avec une force donnée. Nous utiliserons une machine de dureté Vickers, qui est particulièrement bien adapté aux métaux durs et aux céramiques. La pointe est en forme de pyramide à base carrée en diamant avec un angle de 136°Figure V 1 .

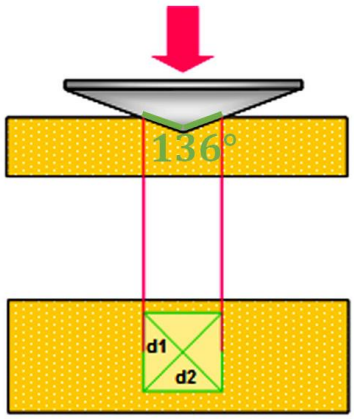


Figure V 1 Indent pour des mesures de dureté Vickers ;

Tous les points de mesure ont été effectués avec une charge de 25g et avec un temps de maintien de 10 seconds. Puis avec des observations au microscope et à l'aide d'un logiciel les diagonales des empreintes sont mesurées, et grâce à la relation suivante, la dureté est calculée:

$$HV = \frac{(2 * F * \sin(\frac{136}{2})}{g * d^2} \qquad \text{(A IV. 95)}$$

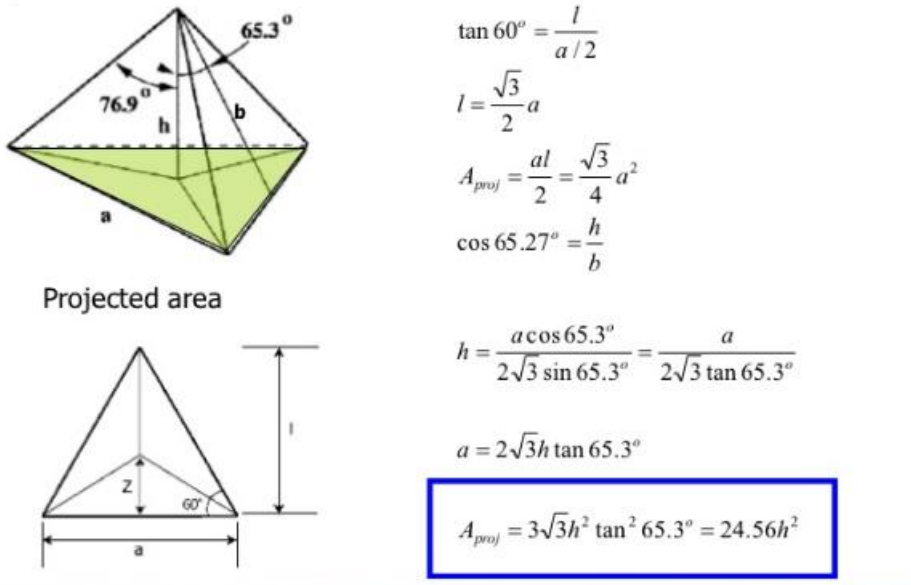
Avec :

- ***F*** en gf (de 10 à 1000 gf pour la microdureté)
- ***g*** (en m.s^{-2}) accélération de la pesanteur terrestre (9,80665 m.s^{-2})
- ***d*** (en mm) diagonale moyenne entre d1 et d2.
-

Nano indentation

Les essais de nanodureté sont beaucoup utiles dans des cas de matériaux biphasés où il est nécessaire de descendre à l'échelle nanométrique pour cibler les phases voire les grains. Cet outil est aussi utilisé lorsque l'on veut connaitre la dureté d'un matériau dans des couches superficielles très fines. Dans cette technique, comme pour la micro dureté, nous procédons à une indentation dans la matière. La pointe utilisée est pyramidale à base triangulaire pour notre cas. Cette pointe dite de « Berkovich » est la plus utilisée pour des mesures de petites échelles, elle possède une stabilité qui permet un bon contrôle pendant la mesure. Dans ce type de mesure l'utilisateur impose la profondeur d'indentation (*h*), puis le nanoindenteur est équipé de telle sorte qu'il puisse enregistrer la force nécessaire à atteindre cette profondeur. Durant la totalité du test, un système d'acquisition enregistre la force appliquée en fonction de la profondeur de pénétration de la pointe. Ces deux paramètres sont enregistrés durant la charge et la décharge. L'indenteur s'enfonce d'une profondeur (*h*) dans l'échantillon avec une

force (*F*). Le fait de connaître la distance de pénétration, et la géométrie de l'indent permet de calculer l'aire de contact entre l'indenteur et l'échantillon, et donc la dureté et le module d'élasticité.



$$\tan 60^o = \frac{l}{a/2}$$

$$l = \frac{\sqrt{3}}{2}a$$

$$A_{proj} = \frac{al}{2} = \frac{\sqrt{3}}{4}a^2$$

$$\cos 65.27^o = \frac{h}{b}$$

$$h = \frac{a\cos 65.3^o}{2\sqrt{3}\sin 65.3^o} = \frac{a}{2\sqrt{3}\tan 65.3^o}$$

$$a = 2\sqrt{3}h\tan 65.3^o$$

$$\boxed{A_{proj} = 3\sqrt{3}h^2\tan^2 65.3^o = 24.56h^2}$$

Calcul de la surface de contact entre l'indenteur et la matière ;

Cette aire projetée nous aide à calculer la dureté en MPa. La relation est donnée ci-contre :

$$\boldsymbol{H = \frac{Fmax}{A}} \qquad \text{(A IV. 96)}$$

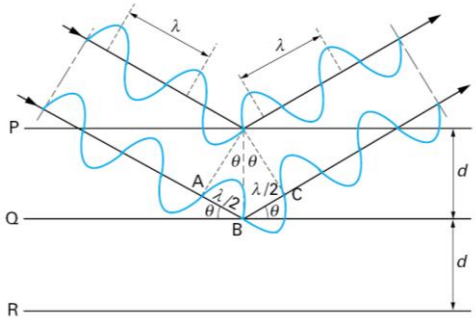
Dans cette relation :

F est la charge maximale appliquée donnée (en N)
A est l'aire projetée ou l'aire de contact lorsque la charge maximale est atteinte (en mm²)
H est la dureté universelle (HU) du matériau (en $N.mm^{-2}$ ou MPa)

Diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X est une technique très utilisé dans l'étude des solides cristallins. Depuis la découverte des rayons X par W.K. Röntgen en 1895 [1], [2], de plus en plus des études et des techniques expérimentales ce sont développées en arrivant aujourd'hui à considérer la diffraction de rayon X comme une des techniques plus utilisée pour l'analyse des matériaux. Grâce à les méthodes théoriques et les logiciels de dépouillement des données, la diffraction aux rayons X est largement utilisée pour la caractérisation de la structure cristallographique, la texture et la microstructure des matériaux cristallins aussi bien dans la recherche que dans l'industrie. Comme le nom le dit, la technologie se base sur la diffraction des rayons X de la matière. Elle consiste dans l'envoyer un faisceau de rayons X sur l'échantillon à analyser, ceci seront renvoyées dans différents directions (diffraction) qui dépendent de la longueur d'onde des rayons X et des dimensions et orientations du réseau cristallin (loi de Bragg).[1] Les méthodes d'analyse se basent sur la mesure des angles et des intensités des rayons diffractés. [2] Un matériau cristallin présente une structure périodique de

plusieurs plans cristallographiques parallèles et équidistants entre eux, de distance <<d_{hkl}>>. Les rayons incidents interagissent avec les plans cristallographiques hkl en créant une interaction de diffraction appelée de Bragg selon un angle 2θ entre le plan hkl et le rayon diffracté. La diffraction est limitée à certain angles entre la direction du faisceau incident e le plan hkl qui dépend du type d'onde incident et des caractéristiques du réticule cristallin.

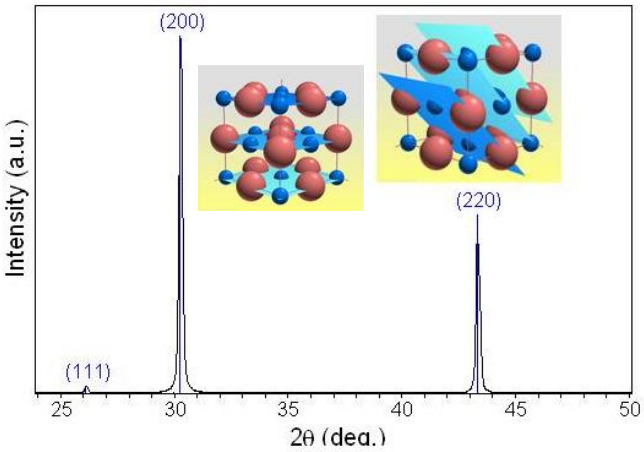


Géométrie expliquant la loi de Bragg [3]

Pour atteindre les conditions de diffraction, et donc interférence constructive, c'est-à-dire que les ondes émises soient en phase, la loi de Bragg doit être respectée :

$$n\lambda = 2\ d\ \sin(\theta) \qquad \text{(A IV. 97)}$$

Les rayons diffractés qui rejoignent le détecteur sont reportés sous forme de pics sur un graphique où l'intensité est en fonction de l'angle 2θ. Chaque pic correspond à l'angle 2θ auquel la distance des plans cristallins satisfait la loi de Bragg. L'angle 2θ de diffraction dépend de l'énergie du rayonnement incident et de la structure cristalline de l'échantillon. Donc à chaque plan cristallin correspond un pic et un angle spécifique. La comparaison de ces derniers avec une base de données qui permet, a priori, une caractérisation et une identification de la structure cristalline de toutes les phases présentes dans le matériau avec celles de référence [4]. Le dépouillement des diffractogrammes permet de suivre l'évolution d'une structure cristalline du matériau de base en fonction de différents types de traitement (mécanique, thermochimique).



Exemple de diffractogramme de deux plans cristallins (200 ; 220)

Le diffractomètre est l'appareil utilisé pour l'analyse aux rayons X, ou cristallographie. De façon la plus générale possible nous pouvons décrire cette outil comme composé de trois

parties principales : la source des rayons X, le porte échantillon et le détecteur. A ces trois parties il faut ajouter un goniomètre qui règle les angles pour respecter la loi de Bragg et un système de fentes pour guidé les faisceaux vers l'échantillon et le détecteur.

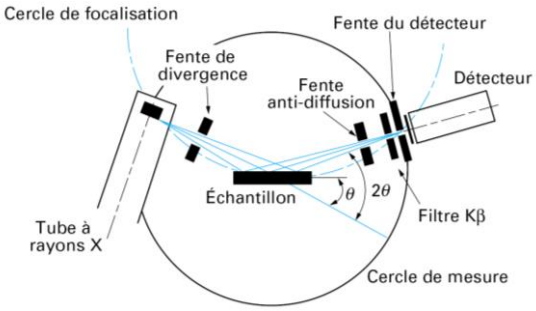


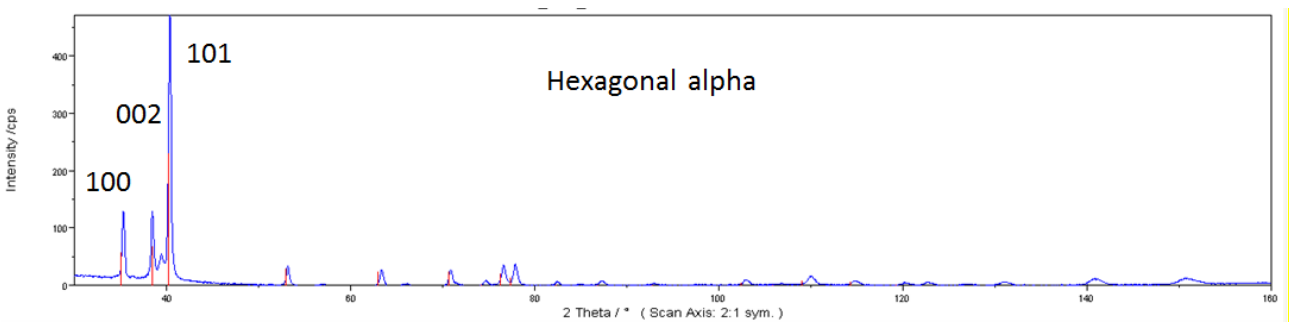
Schéma d'un diffractomètre. [3]

La diffraction au rayons X peut être utilisée pour [5] :

- Analyse de phase, texture ;
- Caractériser l'hétérogénéité des déformations et des contraintes ;
- Déterminer les propriétés mécaniques locales ;
- Caractériser la microstructure ;
- Mesure des contraintes résiduelles et écrouissage ;
-

Analyse des phases

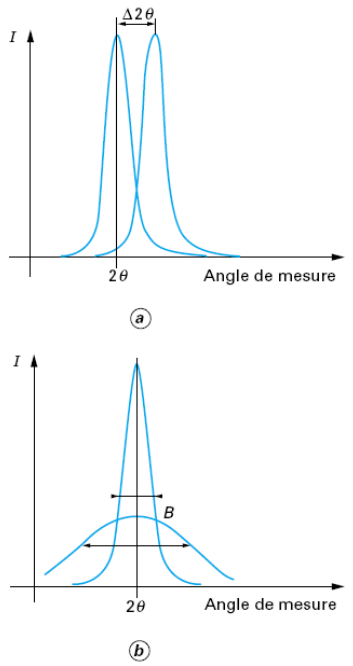
Une des analyses plus utilisée dans la diffraction des rayons X est l'analyse des phases d'un matériau. En effet si on exécute une mesure au diffractomètre d'un matériau cristallin, on aura en sortie un diffractogramme. Ceci c'est un graphique qui reporte en abscisse l'angle 2θ entre le rayon incident et le plan cristallographique et en ordonnée l'intensité du signal diffracté. La position des pics dépend de la maille élémentaire du cristal, et son intensité de la distribution des atomes. Chaque matériau a son diffractogramme et il est possible donc considérer un diffractogramme comme la "pièce d'identité" d'un matériau. L'identification des phases se fait en comparant le diffractogramme de l'échantillon analysé avec celui de matériaux de référence d'une base de données.[3] Actuellement il y a sur le marché plusieurs logiciels qui aident la comparaison entre la base de données et le diffractogramme analysé dans l'objectif d'identifier les phases présents dans le matériau analysé.

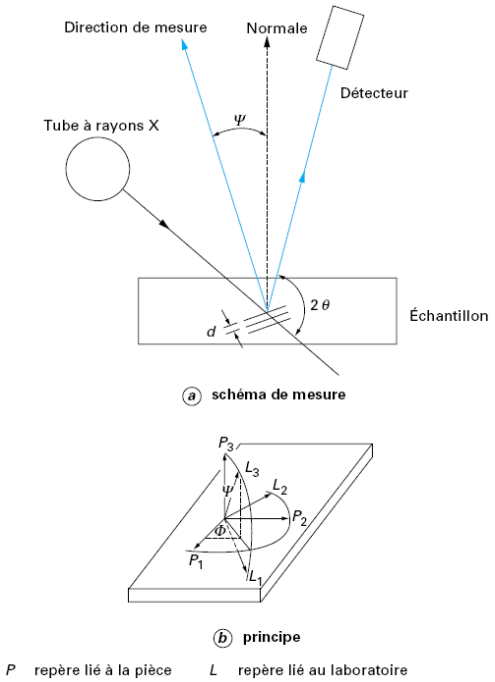


Diffractogramme d'un échantillon en Ti6Al4V, avec individuation des phases avec le logiciel Analysis.

Contraintes résiduelles

La mesure des contraintes résiduelles occupe une place très importante dans la physique et mécanique des matériaux en général, que soit à fin industrielle ou de recherche. Cela est possible avec plusieurs techniques. La diffraction au rayons X est largement utilisée et appréciée, elle se situe parmi les techniques non destructive et se base sur la théorie physique de diffraction et mécanique d'élasticité linéaire. Dans le principe de la mesure, la déformation d'un matériau qui présente des contraintes résiduelles est mesurée à partir de la distance inter réticulaire d_{hkl} d'un certain nombre de plans cristallins en condition de Bragg. La présence de contraintes déforme les plans cristallins et donc les distances inter-réticulaires d, ceci comporte un décalage $\Delta 2\theta$ de l'angle de 2θ de diffraction de Bragg, in fonction de Ψ.





Influence de macro contraints (a) et des micros contraintes (b) sur les pics de diffraction ;

Angles pour la détermination des contraintes résiduelles ;

La mesure des déformations est liée au déplacement du pic :

$$\varepsilon_n = \frac{d_n - d_0}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0} \qquad \textbf{(A IV. 98)}$$

ε_n = déformation dans la direction normal au plan diffracté ;
d_n = distance inter-réticulaire mesurée ;
d_0 = distance inter-réticulaire du matériau sans contrainte ;
Les distances d sont calculées à partir de la loi de Bragg comme :

$$\lambda = 2\, d_0 \sin(\theta_0) \qquad \textbf{(A IV. 99)}$$

$$\lambda = 2\ d_n \sin(\theta_n) \qquad \textbf{(A IV. 100)}$$

θ_0 = Angle de Bragg pour matériau sans contraintes ;
θ_n = Angle de Bragg mesuré ;
La déformation donc peut s'écrire de la façon suivante :

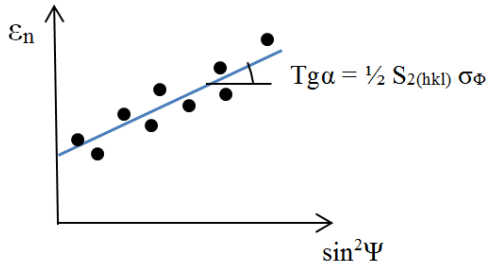
$$\varepsilon_n = \frac{\sin\theta_n - \sin\theta_0}{\sin\theta_0} \qquad \textbf{(A IV. 101)}$$

Il y a une relation entre la déformation et les composants du tenseur des contraintes, la loi de $\sin^2\Psi$:

$$\varepsilon_n = {}^1/_2\, S_{2(hkl)}\sigma_\Phi sin^2\Psi + \varepsilon_\perp \qquad \textbf{(A IV. 102)}$$

½ $S_{2(hkl)}$ = constante d'élasticité cristallographique ;
σ_Φ = Contrainte dans la direction Φ ;

Il est donc possible de traces la droite ε_n=f($\sin^2\Psi$) depuis l'équation (A IV.98) **(A IV. 99)** pour connaitre la valeur de σ_Φ dans la direction Φ



Droite des $\sin^2$ pour la détermination des contraintes résiduelles

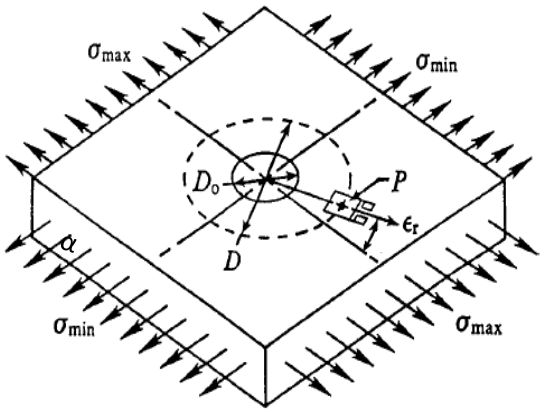
Contraintes résiduelles par la méthode du trou incrémental

La méthode du trou incrémentale est une technique semi destructive largement utilisée pour la mesure des contraintes résiduelles dans une pièce Cette méthode se base sur le principe de relaxation des contraintes lorsqu'on perce un trou dans l'échantillon. Il y aura donc des déformations autour du trou, dues à l'enlèvement de matière pendant le perçage, qui seront mesurées à l'aide d'une jauge de déformation préalablement collée sur la pièce [6]. Le terme « incrémental » est lié au fait que le perçage est effectué par étapes jusqu'à la profondeur à analyser. À chaque étape, les déformations sont enregistrées. À partir de celles-ci, des paramètres matériaux et des coefficients de calibration définis par élément fini ou dans des abaques, il est possible de calculer les contraintes résiduelles présentes dans l'échantillon avant perçage. Les variables à régler dans ce type de traitement sont : la vitesse de rotation de la fraise, son diamètre, la vitesse d'avancement de la fraise dans la matière. Le diamètre de la fraise dépend de la profondeur qu'on veut analyser (en général, le diamètre est le double de la profondeur). Pour la vitesse de rotation et d'avancement, le choix est plus délicat et dépend beaucoup de l'expérience acquises au cours de tests préliminaires. Les principaux avantages

de la méthode du trou incrémental sont : leur faible coût, leur caractère semi-destructif et applicable à une large gamme de matériaux. Les inconvénients sont une profondeur limitée et une précision qui diminue avec la profondeur. En outre, le collage de la jauge est aussi une source d'erreur que seule l'expérience peut limiter [7]. La jauge peut être remplacée par un extensomètre optique : les déformations seront alors mesurées par interférométrie laser (Speckle)[8].

Description de la Méthode :

Percer un petit trou de diamètre 2R sur la surface de la plaque, et considérer que les contraintes résiduelles se trouvent à une distance r du centre du trou, et à un angle de α par rapport à σx. Les contraintes résiduelles dans la direction radiale et circonférentiel avant le perçage du trou étaient respectivement σ_θ et σ_r, et à cause du perçage ils varient. En supposant que les contraintes supplémentaires dues au perçage sont respectivement σ'_θ et σ'_r,



: zone de la plaque après un petit perçage d'un trou.

ou:

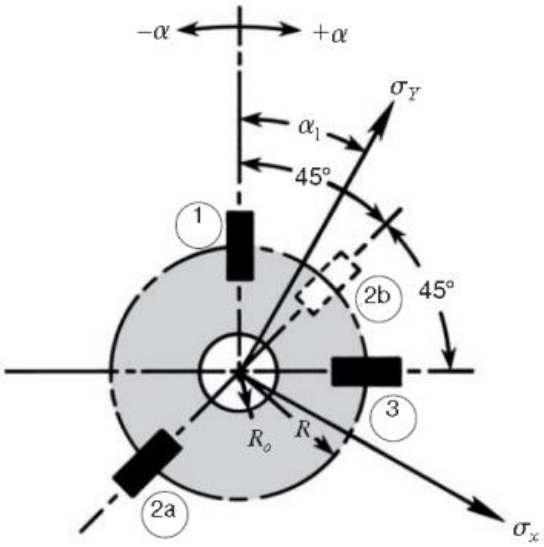
$$r = \frac{R}{R_o}(R \geq R_o)$$

R_0 = rayon du trou
R = rayon arbitraire à partir du centre

En soustrayant les contraintes initiales des contraintes finales (après le perçage) on obtient la variation des contraintes, ou la relaxation des contraintes au point *P (R, α)* suite au perçage du trou.
La déformation due aux relaxations des contraintes de surface est liée aux contraintes principales la relation suivante :

$$\varepsilon_r = A(\sigma_x + \sigma_y) + B(\sigma_x - \sigma_y)\cos 2\alpha$$

Cette équation représente la relation de base qui décrit l'analyse des contraintes résiduelles la méthode du trou. Bien entendu cette relation peut être inversée, pour pouvoir résoudre les deux contraintes principales et l'angle α en fonction des déformations mesurées accompagnant la relaxation des contraintes. Puisqu'on a trois inconnues, on doit mesurer par la suite trois déformations radiales indépendantes pour avoir une résolution complète.



La procédure commune pour mesurer les déformations relaxées est de monter trois jauges de contrainte sous la forme d'une rosette autour du centre de trou à percer. Cette rosette est représentée schématiquement sur la figure, où les trois jauges de contrainte sont orientées radialement à un rayon R du centre du trou. Bien que les angles entre les jauges peuvent être arbitraires (mais nécessairement connus), le choix d'un angle de 45 degrés conduit à des expressions analytiques plus simples, et adopté comme norme dans le commerce de rosettes de contraintes résiduelles. Comme indiqué sur la figure, α1 est l'angle aigu de l'axe le plus près de la jauge principale N°. 1, tandis que α2 = α1 + 45 ° et α3 = α1 + 90° en supposant que les angles positifs sont mesurés dans la direction de numérotation des jauges.
L'équation liant la déformation radiale aux contraintes principales sera écrite trois fois pour chaque jauge de la rosette:

$$\varepsilon_1 = A(\sigma_x + \sigma_y) + B(\sigma_x - \sigma_y)\cos 2\alpha$$
$$\varepsilon_2 = A(\sigma_x + \sigma_y) + B(\sigma_x - \sigma_y)\cos 2(\alpha + 45°)$$
$$\varepsilon_3 = A(\sigma_x + \sigma_y) + B(\sigma_x - \sigma_y)\cos 2(\alpha + 90°)$$

Quand les équations précédentes seront résolues par rapport aux contraintes principales et leurs directions, les résultats seront exprimés comme suit:

$$\sigma_{max} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} - \frac{1}{4B}\sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2}$$
$$\sigma_{min} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} + \frac{1}{4B}\sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2}$$
$$\tan 2\alpha = \frac{\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 + \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3}$$

α est l'angle le plus proche de l'axe principale de la jauge N° 1 (dans la direction de numérotation des jauges, si positive, ou à l'opposé, si négatif).
Dans la plupart des applications pratiques la méthode utilisée est celle du trou avec une profondeur environ égale à son diamètre, et faible par rapport à l'épaisseur de l'objet de test. Malheureusement, la géométrie de trou est suffisamment complexe qu'aucune solution analytique n'est disponible à partir de la théorie de l'élasticité pour le calcul direct des contraintes résiduelles à partir des déformations mesurées - sauf par l'introduction de coefficients empiriques.

EBSD

La technique de l'EBSD (Electron BackScattered Diffraction) est de plus en plus utilisée en métallurgie pour caractériser simultanément la microstructure et la texture cristallographique locale des matériaux polycristallins. Elle permet d'accéder à la cartographie d'orientation des grains. De plus, il est possible d'estimer des déformations élastiques et plastiques, ainsi que l'énergie emmagasinée par les grains au cours de la déformation [9]. Cette technique est implantée dans un microscope à balayage (MEB), équipé d'un dispositif capable de capturer les électrons rétrodiffusés qui sont diffraction lors qu'un faisceau focalisé d'électrons d'énergie entre 15 et 30 keV (celui du MEB) rejoint l'échantillon. Ce dispositif est composé d'un écran fluorescent, sur lequel les électrons rétrodiffusés forment les diagrammes EBSD, et d'une caméra à bas niveau de lumière qui capte en temps réel l'image des diagrammes.

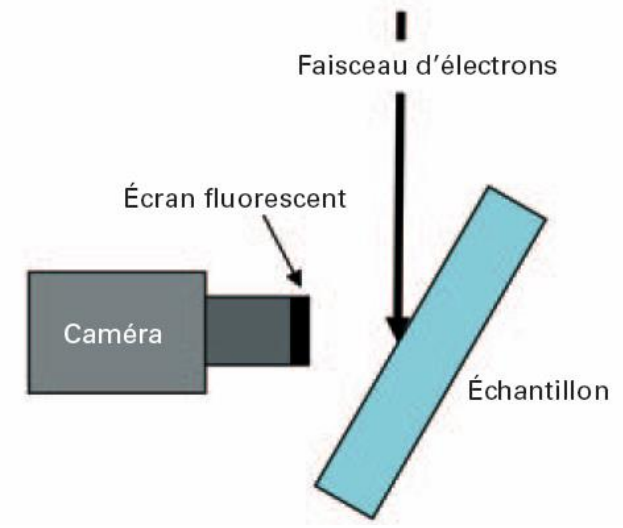
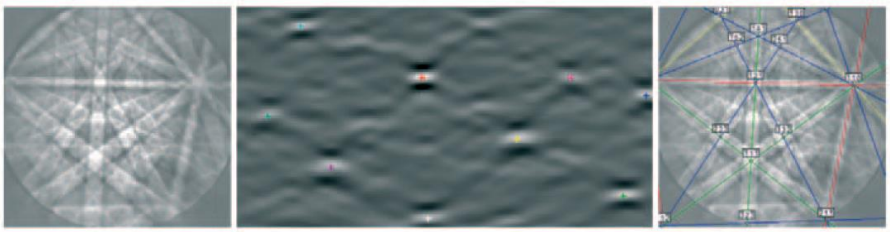


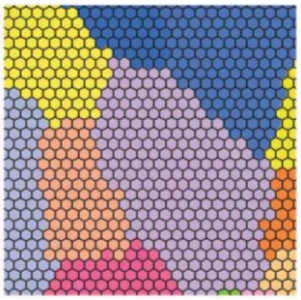
Schéma d'un système EBSD ;

L'échantillon est incliné d'environ 70° par rapport au faisceau d'électrons. Quand le faisceau arrive sur la surface en interaction avec les plans du réticule atomique de la structure cristalline. Plusieurs électrons satisfont la loi de Bragg : ils seront diffractés par rétrodiffusion et envoyés ver l'écran, où ils émettront de la lumière par fluorescence. Cette lumière est relevée par la caméra qui capte l'image de diffraction qui, pour les matériaux cristallins, apparaît sous la forme de bandes de Kikuchi. Chaque bande correspond à un plan cristallin et peut être indexée avec les indices de Miller.



Exemple d'une image de diffraction en EBSD avec des bandes de Kikuchi ;

Une autre possibilité avec l'EBSD est l'analyse d'une zone de l'échantillon. Cette surface est divisée avec une grille de points. Le faisceau balaie la zone en recueillant des informations à chaque point de la grille. À partir de ces informations, il est possible de créer des cartographies ou des diagrammes. Souvent utilisée, la cartographie des orientations des grains caractérise les orientations par un code couleurs



Exemple de mesure sur une grille avec plusieurs points de la mesure et avec mise en évidence des orientations des grains ;

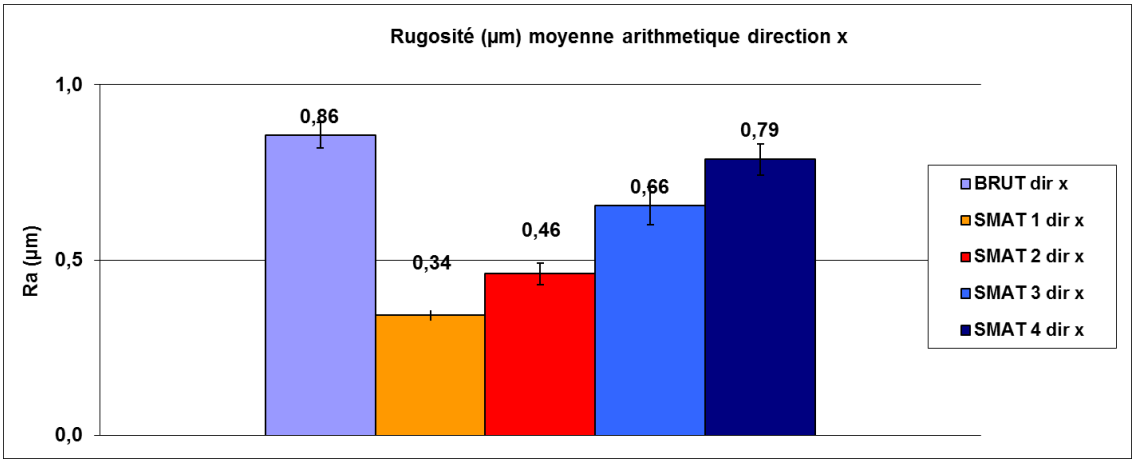
Les informations principales recherchées avec l'EBSD sont :

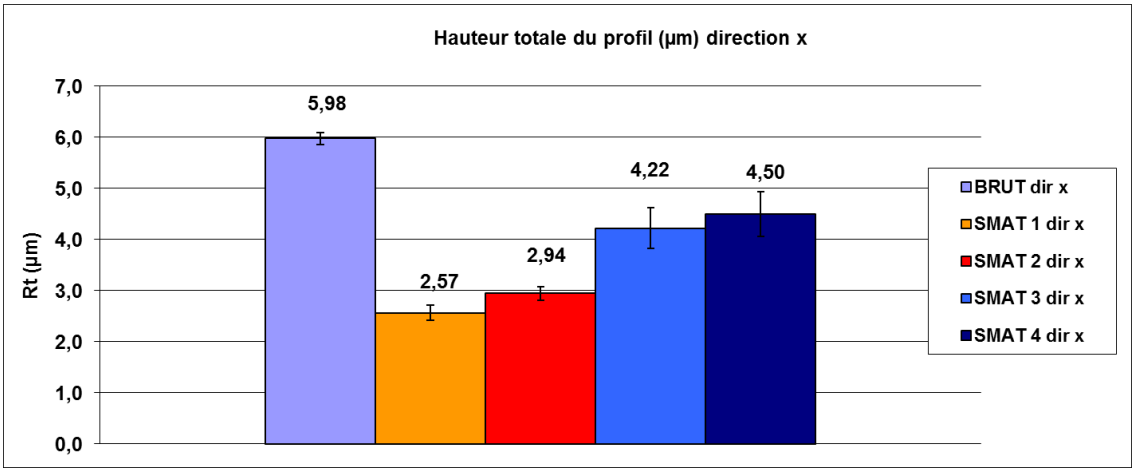
- La taille moyenne des grains
- MAD (Mean Angular Deviation) c'est-à-dire « déviation angulaire moyenne ». Elle représente les déformations présentes dans le matériau. De fortes déformations signifient une forte déviation angulaire à la profondeur observée. Donc pour notre cas, on s'attend à une forte MAD en surface qui tend vers une valeur stable plus faible à cœur.
- BC (Band Contrast) : le contraste de bande donne une indication directe sur la qualité de l'indexation. S'il est trop bas cela indique que les lignes de Kikuchi les plus visibles ne sont pas très contrastées par rapport au fond. Plus le « BC » est faible, moins l'indexation est bonne. Donc on attend un « BC » faible en surface et qui remonte à une valeur stable ensuite.
- La Misorientation, ou « Différence d'orientation des cristaux dans le matériau ». On s'attend donc à avoir la même forme de graphique que MAD. Car plus il existe de déformations et de cristaux, ceux-ci étant plus petits, plus les différences d'orientation sont visibles.
- Les « zéro solution », ce sont les zones indexées. Normalement, moins il y en a, plus cela indique la bonne facture de l'observation. Or avec des tailles de grains nanométriques, il est difficile voire impossible d'avoir une indexation parfaite. On s'attendra donc à observer un pourcentage plus fort de « zéro solution » en surface, là où sont les nano-cristaux, pour retrouver un taux faible plus en profondeur.

Dans cette technique, la préparation de la surface à analyser est très importante. Celle-ci doit avoir un aspect très lisse (poli miroir) en évitant d'écrouir l'échantillon pendant la préparation.

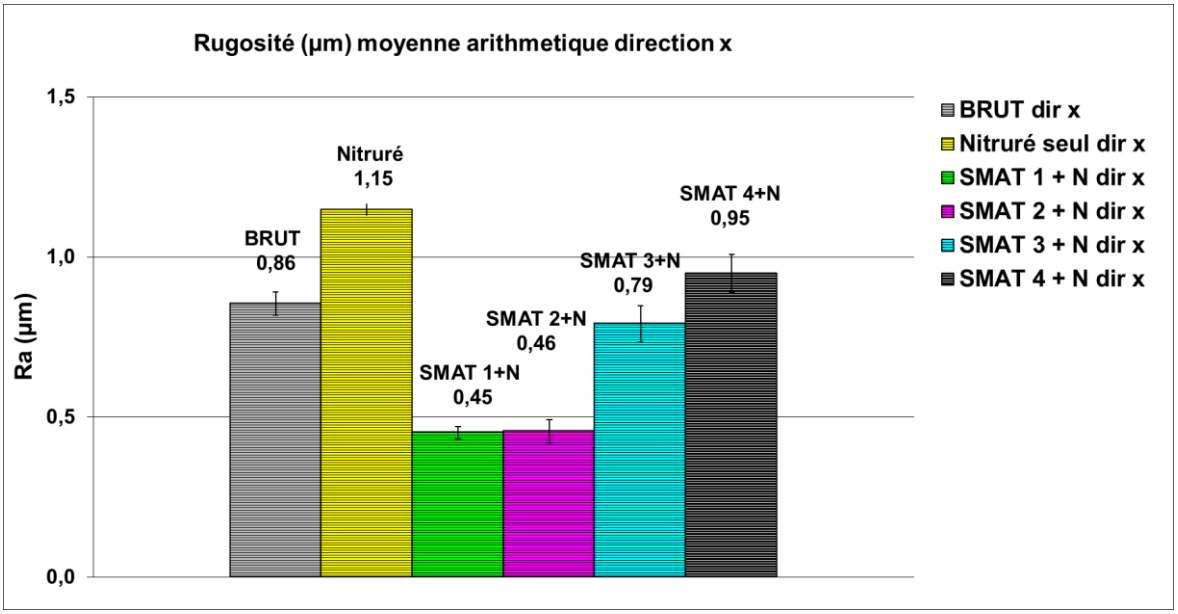
Annexe IV.1

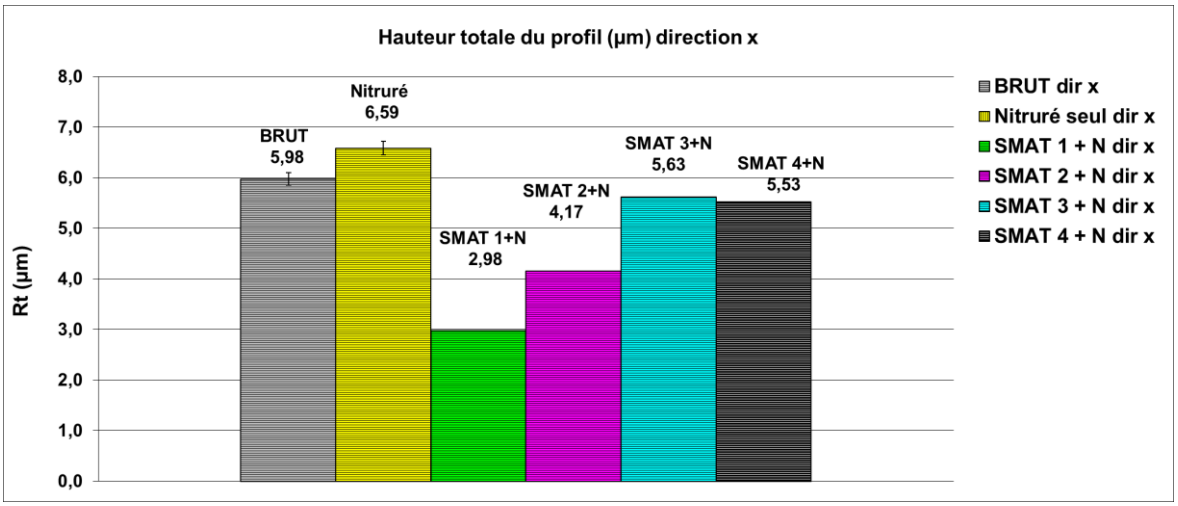
Rugosité direction X échantillons grenaillé





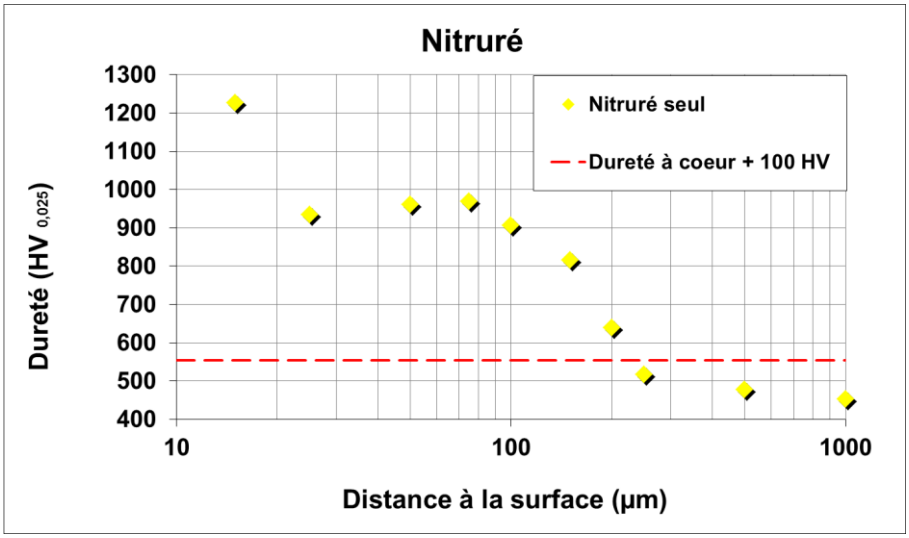
Rugosité direction X échantillons grenaillé + nitrurés

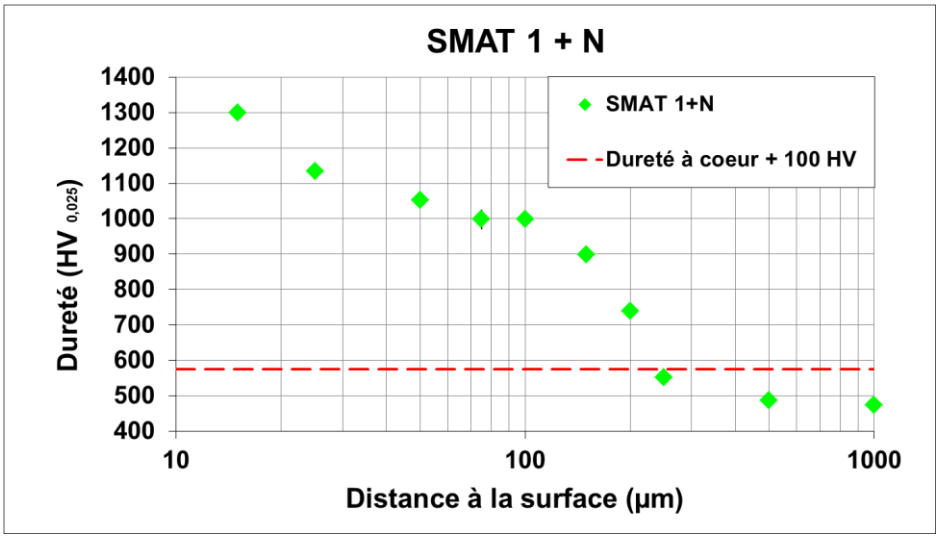


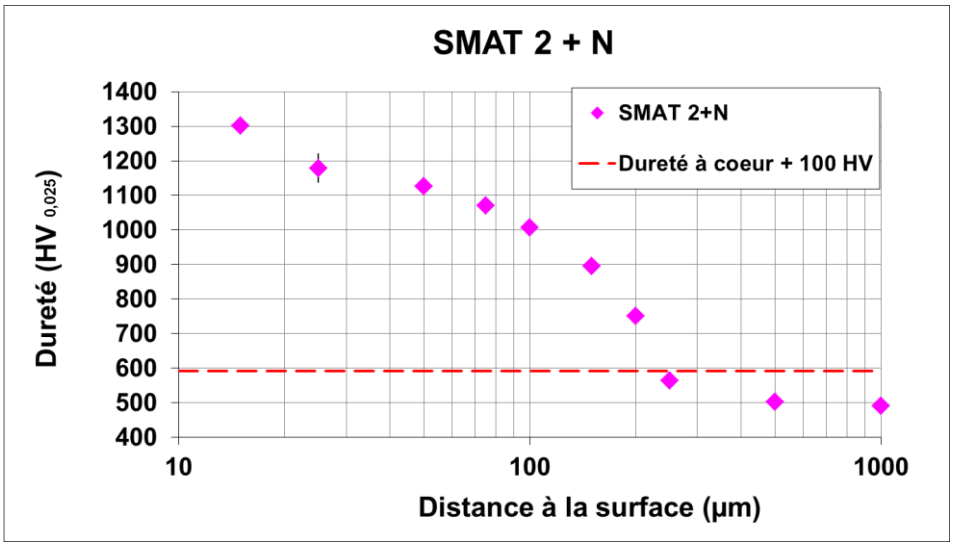

Hauteur totale du profil (µm) direction x
Rt (µm)
8,0
7,0
6,0
5,0
4,0
3,0
2,0
1,0
0,0
BRUT
5,98
Nitruré
6,59
SMAT 1+N
2,98
SMAT 2+N
4,17
SMAT 3+N
5,63
SMAT 4+N
5,53
BRUT dir x
Nitruré seul dir x
SMAT 1 + N dir x
SMAT 2 + N dir x
SMAT 3 + N dir x
SMAT 4 + N dir x

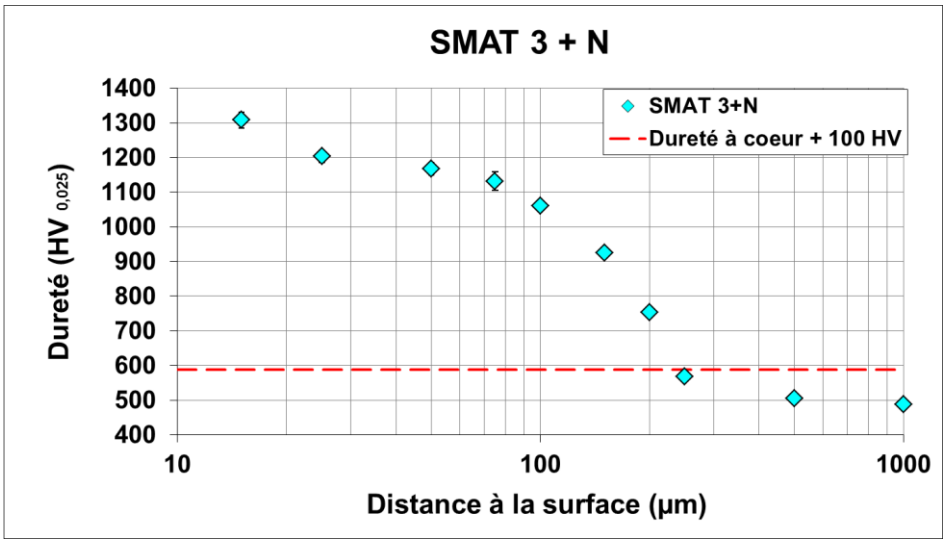
Annexe IV.3

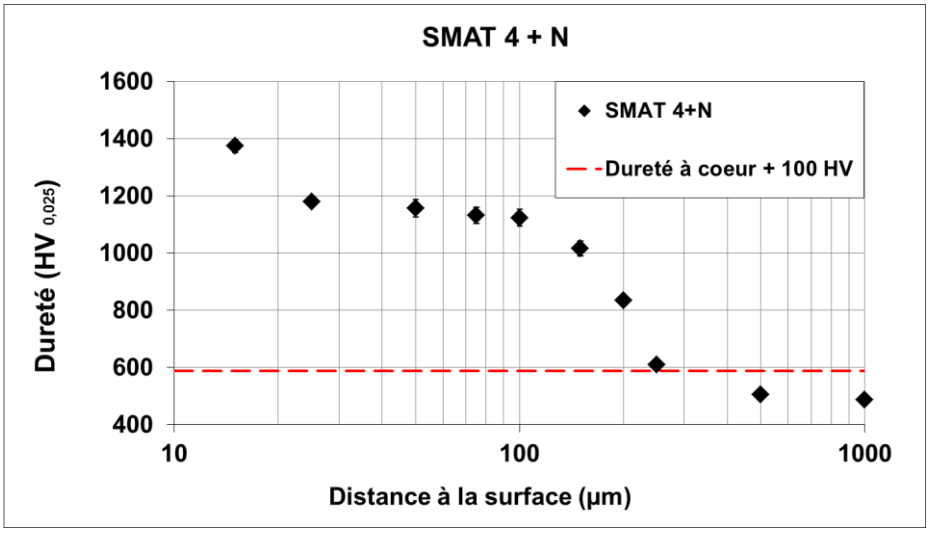
Epaisseur de la couche de nitruration






SMAT 2 + N
SMAT 2+N
Dureté à coeur + 100 HV
Dureté (HV 0,025)
1400
1300
1200
1100
1000
900
800
700
600
500
400
10
100
1000
Distance à la surface (µm)

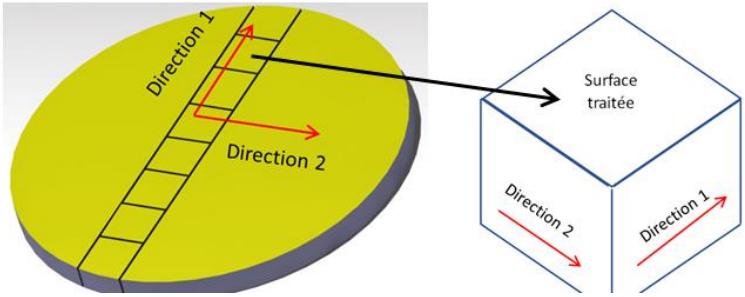

SMAT 3 + N
SMAT 3+N
Dureté à coeur + 100 HV
Dureté (HV 0,025)
1400
1300
1200
1100
1000
900
800
700
600
500
400
10
100
1000
Distance à la surface (µm)

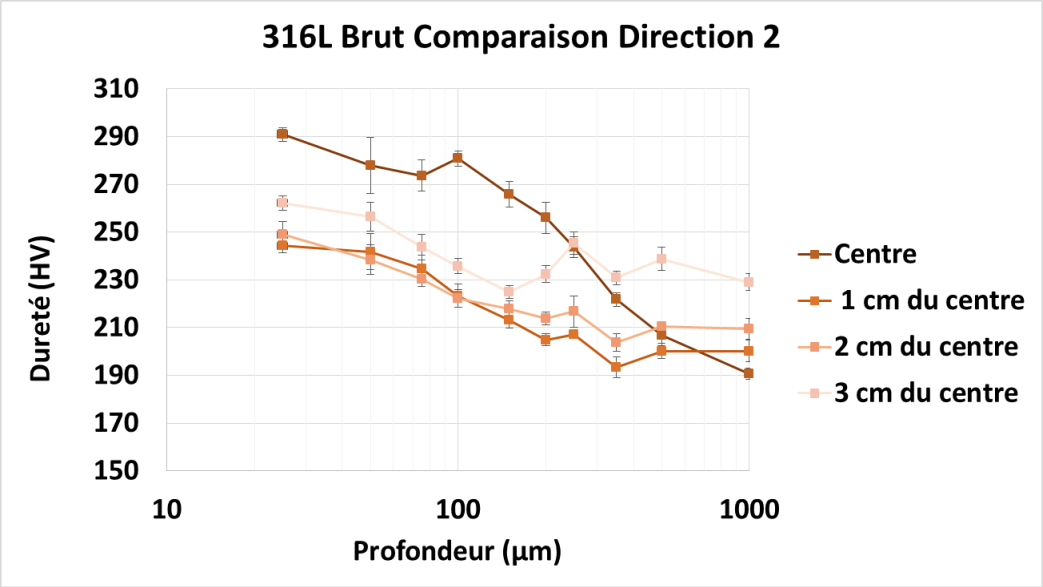

SMAT 4 + N
SMAT 4+N
Dureté à coeur + 100 HV
Dureté (HV 0,025)
1600
1400
1200
1000
800
600
400
10
100
1000
Distance à la surface (µm)

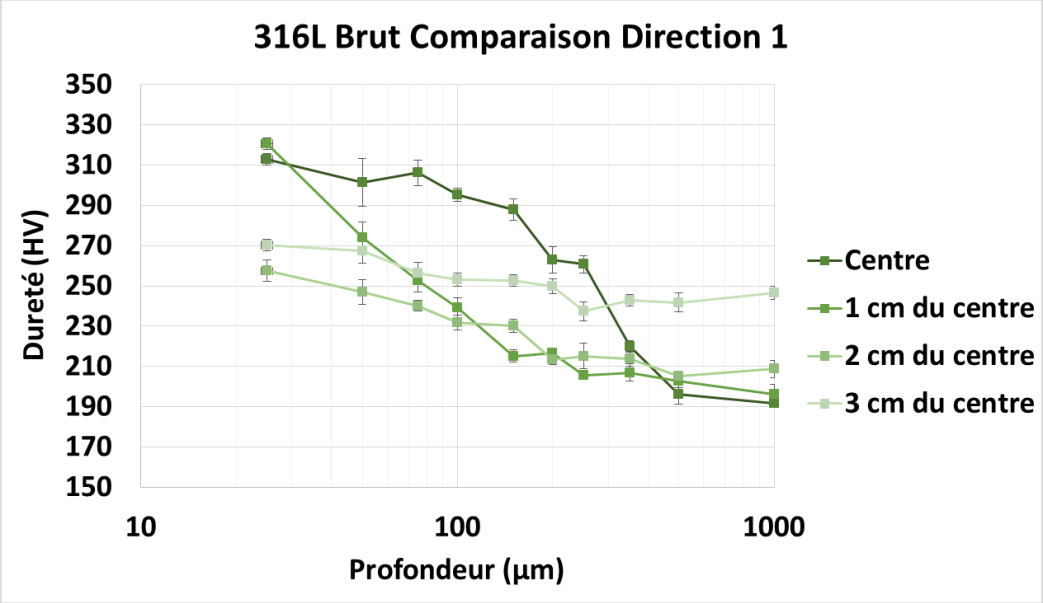
Annexe V.1

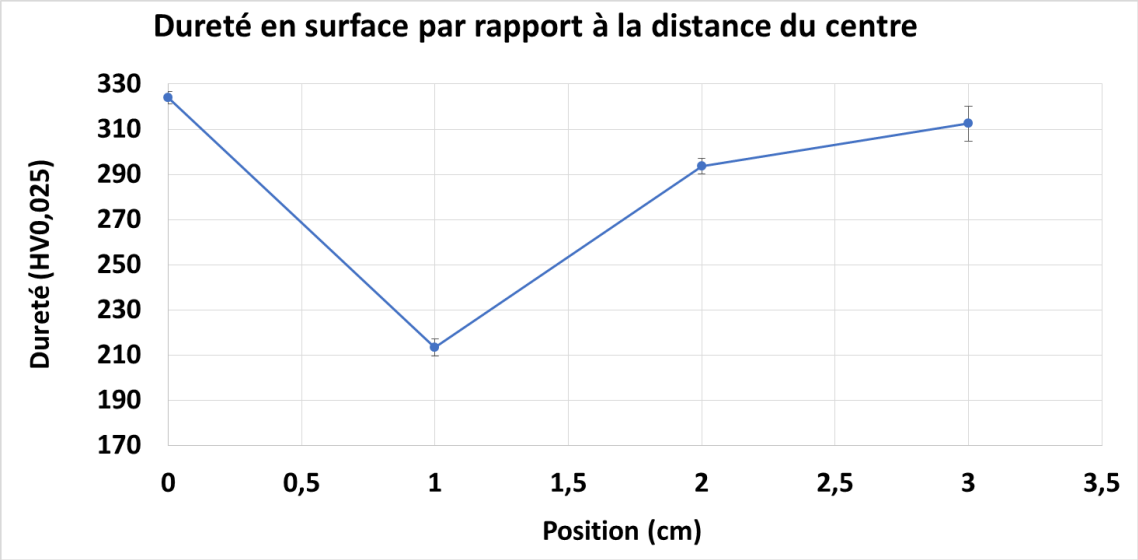
Dureté d'une couche superficielle pour le disque en 316L brut à différents distances du centre et pour deux sections orthogonales.

Pour vérifier l'homogénéité du matériau, des profils de dureté sur des sections parallèles aux directions 1 et 2 et sur la surface (en référence à l'image suivante), ont été effectué à différents distances du centre.






316L Brut Comparaison Direction 1
Dureté (HV)
350
330
310
290
270
250
230
210
190
170
150
10
100
1000
Profondeur (µm)
Centre
1 cm du centre
2 cm du centre
3 cm du centre


Dureté en surface par rapport à la distance du centre
Dureté (HV0,025)
330
310
290
270
250
230
210
190
170
0
0,5
1
1,5
2
2,5
3
3,5
Position (cm)

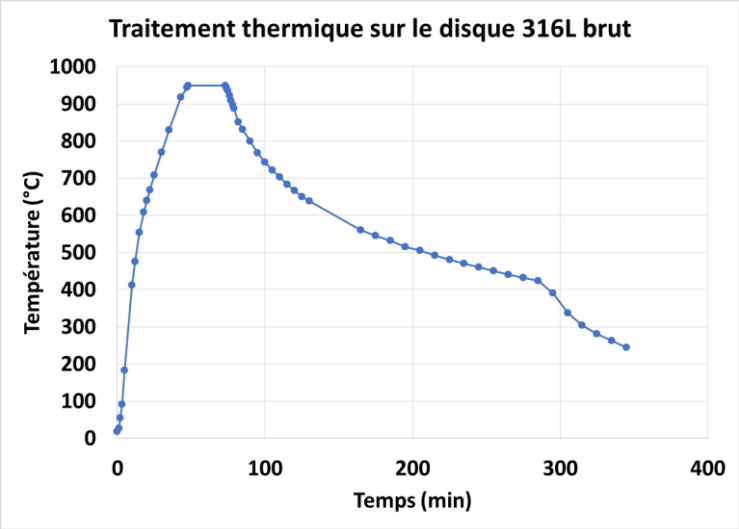
Annexe V.2

Détensionnement du 316L Brut

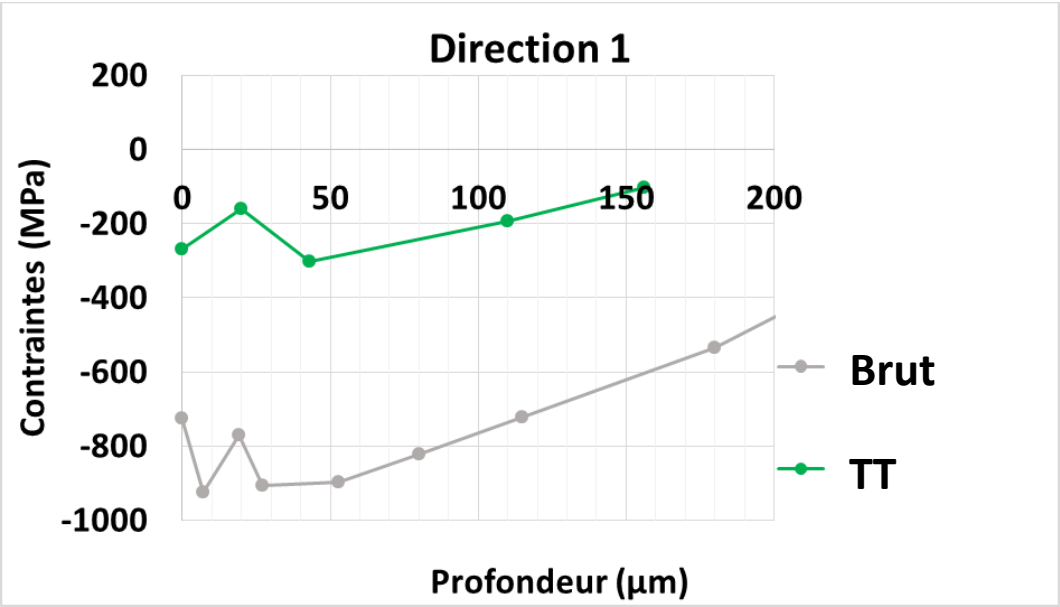
Le 316L présente de fortes contraintes résiduelles sans traitement, ces contraintes résiduelles sont dues à la préparation de l'échantillon. Il y a aussi une hétérogénéité des contraintes dans l'échantillon. Nous savons que le SMAT à tendance à redistribuer les CR de manière plus homogène. On veut vérifier si l'effet d'un traitement thermique (TT) préalable change les propriétés mesurées sur la pièce SMATé sans traitement thermique.

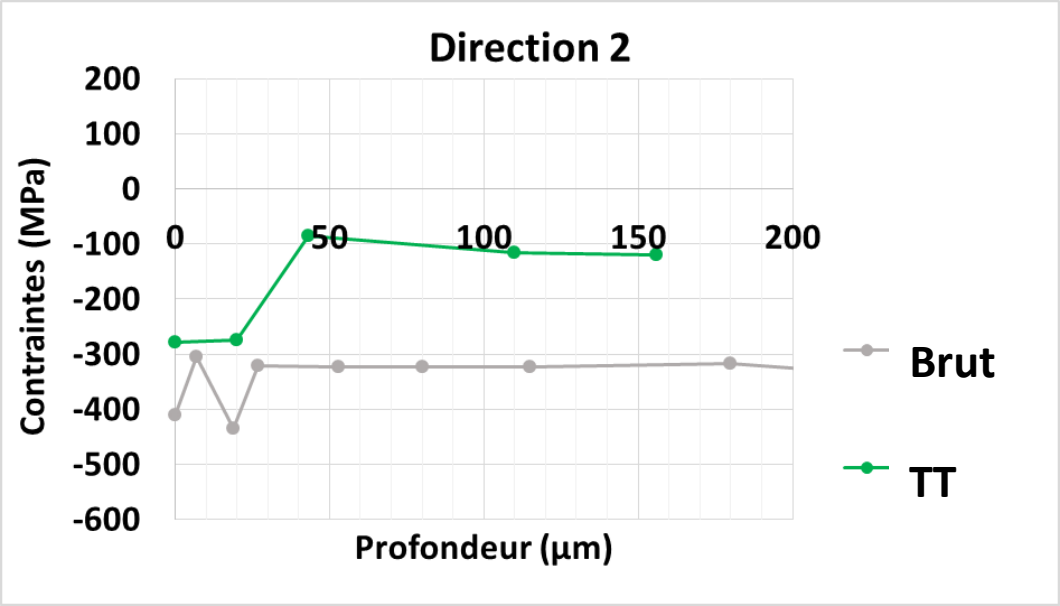
Effets du traitement de détensionnement des aciers inoxydables austénitiques (techniques de l'ingenieur)		
Température de maintien (^{o}C)	Contraintes résiduelles éliminées (%)	Remarques
950 à 1 050	95 à 100	Le traitement s'apparente à une hypertrempe, sauf en ce qui concerne le refroidissement
850 à 950	80 à 85	Permet la coalescence des carbures et une réhomogénéisation de la teneur en chrome
550 à 650	35	Améliore la stabilité dimensionnelle
200 à 400	5	Élimine essentiellement les pics de contrainte résiduelle

Dans le graphique suivant il y a la température en fonction du temps pendant le traitement thermique sur le disque 316L brut.



Contraintes résiduelles





Contraintes résiduelles sur la surface du disque avant et après traitement thermique

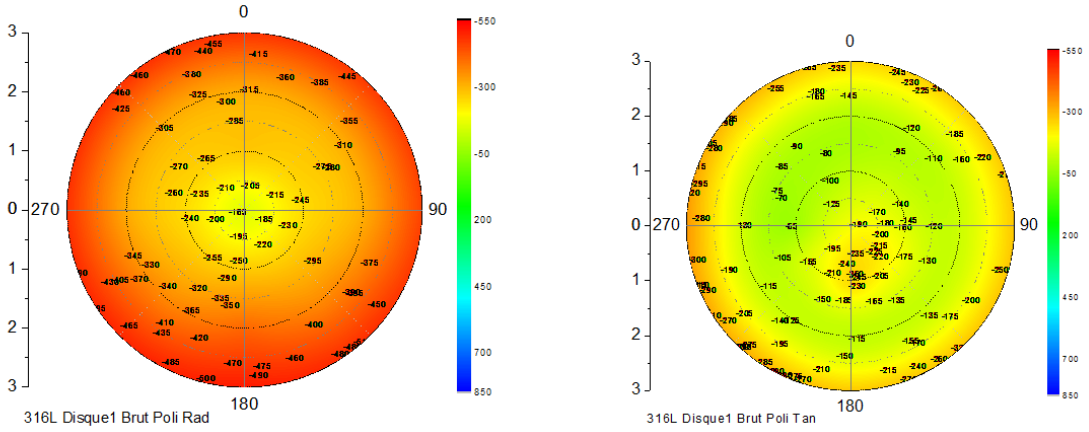


Figure 2 Contraintes résiduelles sur la surface du disque avant traitement thermique pour les deux directions ;

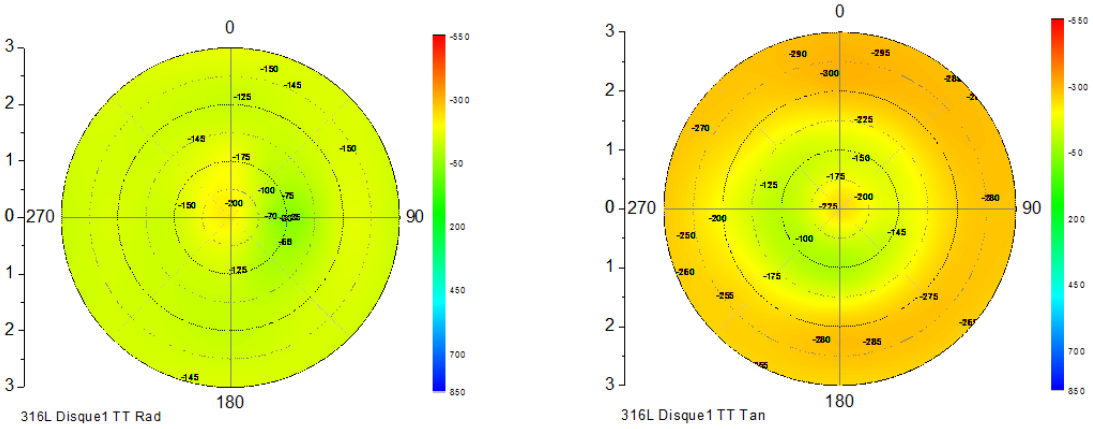
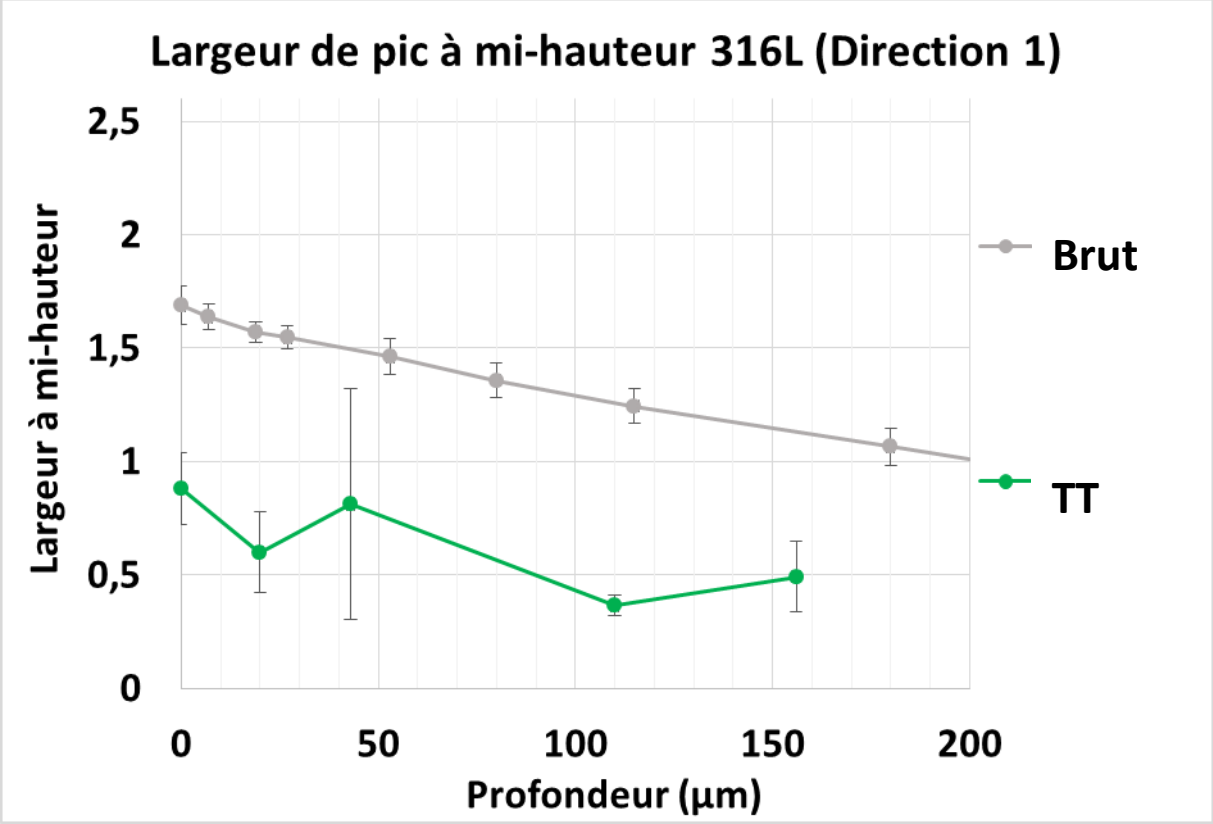
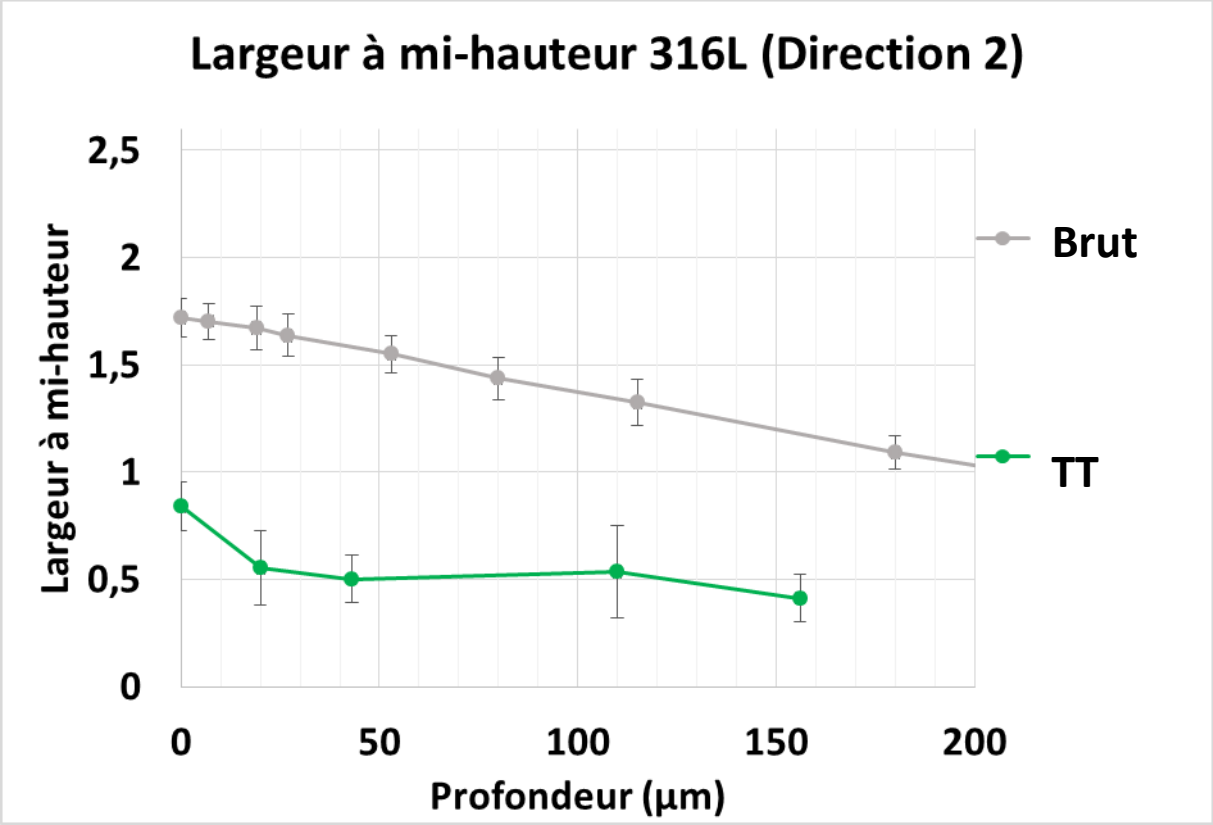


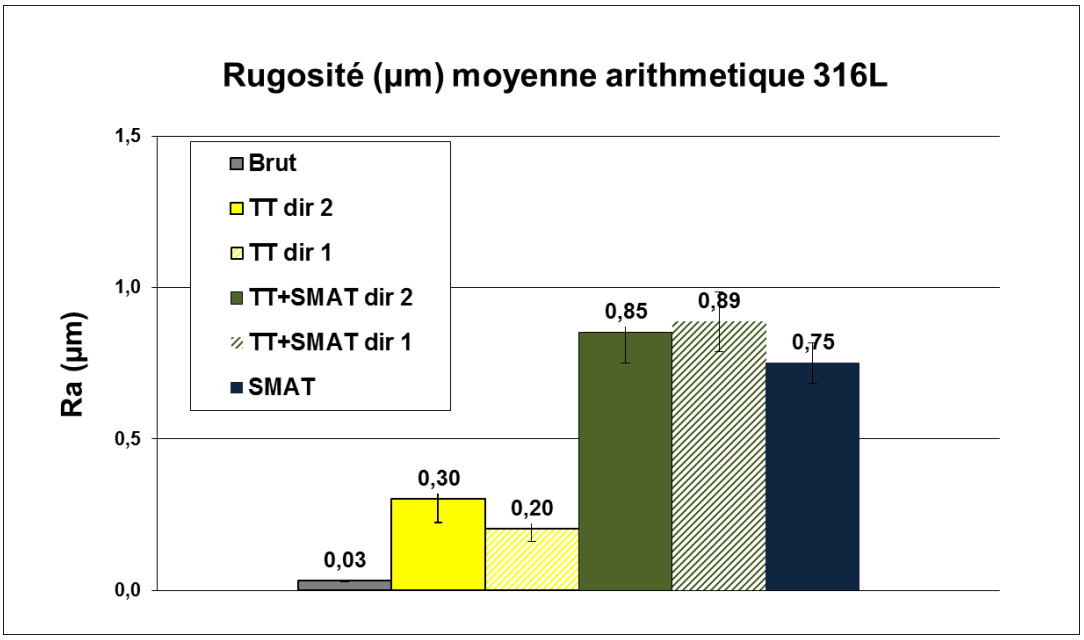
Figure 3 Contraintes résiduelles sur la surface du disque après traitement thermique pour les deux directions ;

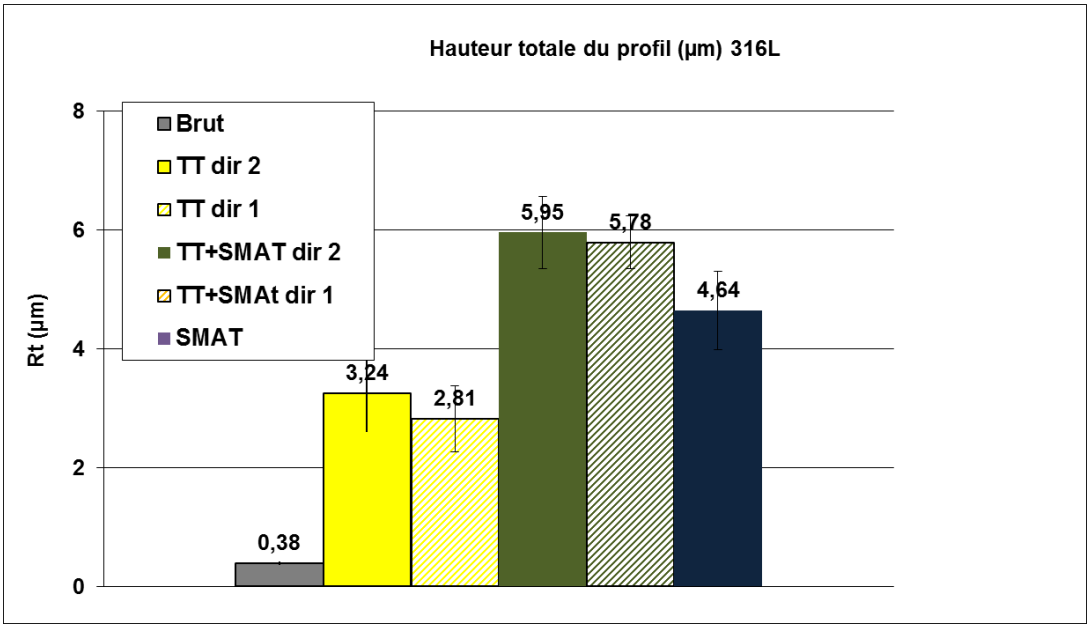
Evaluation de l'écrouissage via la largeur de pic



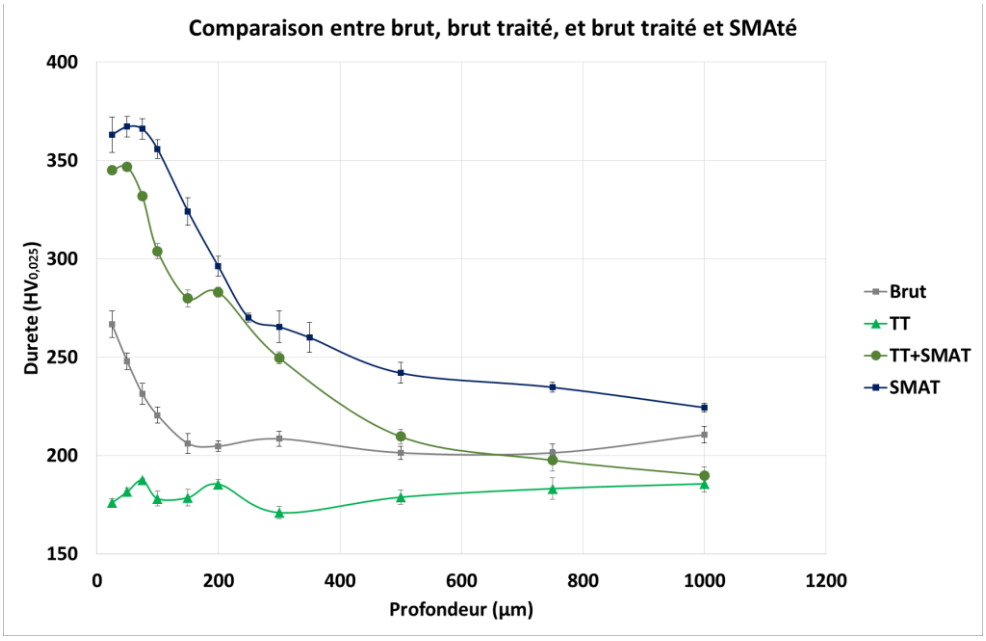


Rugosité

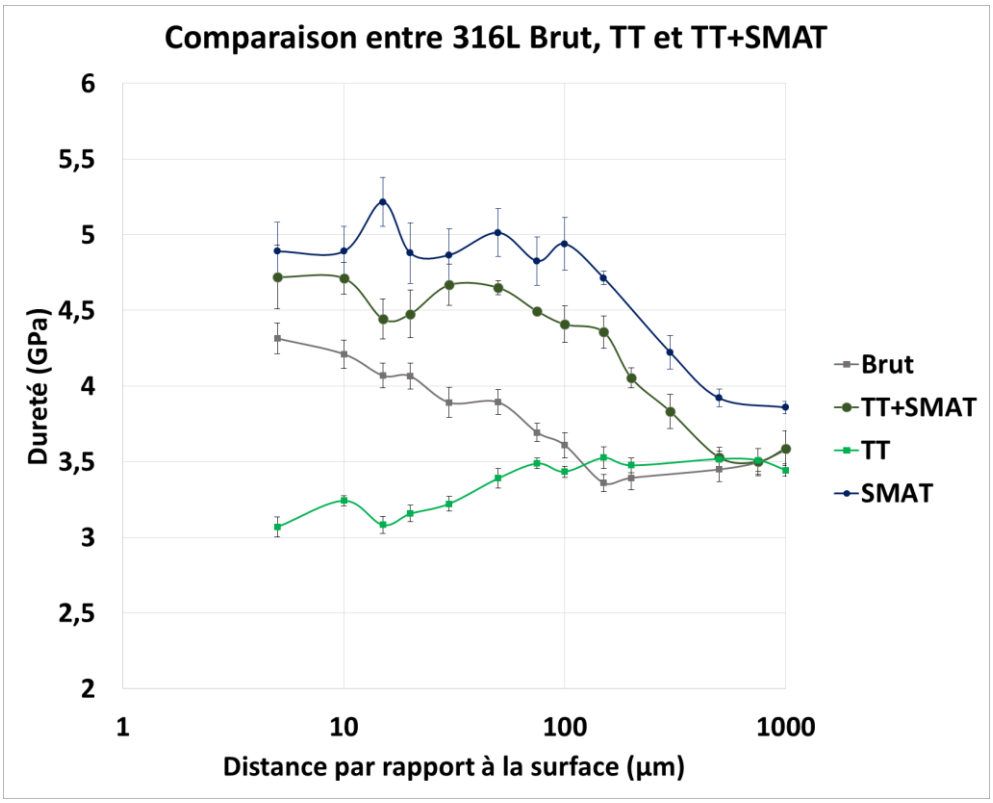

Rugosité (µm) moyenne arithmetique 316L
Ra (µm)
1,5
1,0
0,5
0,0
Brut
TT dir 2
TT dir 1
TT+SMAT dir 2
TT+SMAT dir 1
SMAT
0,03
0,30
0,20
0,85
0,89
0,75


Hauteur totale du profil (µm) 316L
Rt (µm)
8
6
4
2
0
Brut
TT dir 2
TT dir 1
TT+SMAT dir 2
TT+SMAt dir 1
SMAT
0,38
3,24
2,81
5,95
5,78
4,64

Microdureté



Nanodureté

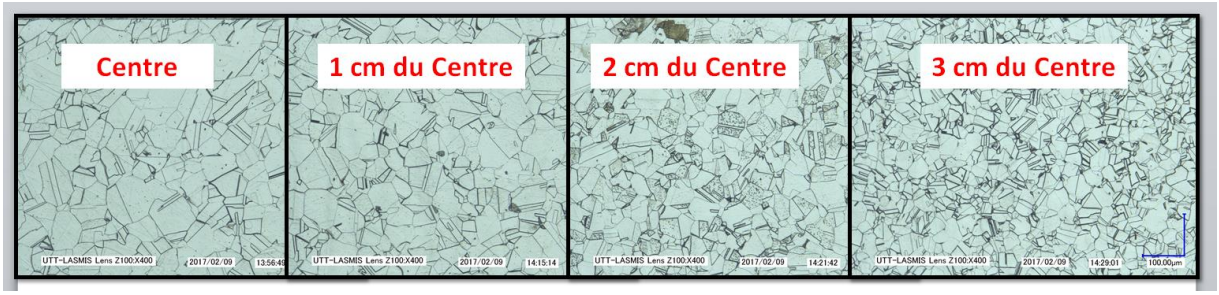


Annexe V.5

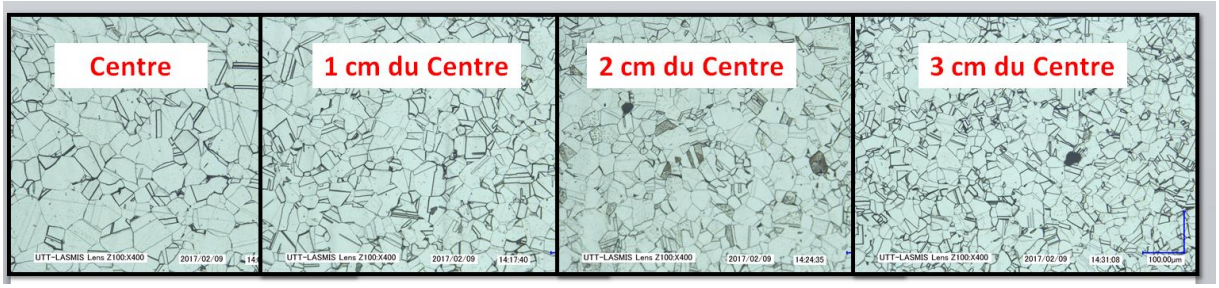
Evolution taille de grains dans le 316L Brut

Dans les images suivantes on a observé au microscope la taille des grains d'un échantillon en 316L brut sur des sections à différents distance du centre. De la gauche vers la droit on a : le centre, puis un centimètre, deux et trois centimètres du centre.

Direction 1



Direction 2



Donato GALLITELLI

Doctorat : Matériaux, Mécanique, Optique et Nanotechnologie

Année 2018

Traitements de surface mécaniques : modélisation et caractérisations expérimentales

Les traitements de surface occupent une place très importante au niveau industriel, visant à améliorer les propriétés mécaniques des matériaux. Parmi eux, le grenaillage de précontrainte (GC) est certainement le plus renommé, même si le grenaillage ultrasonore (GUS) et le choc laser (LSP) sont de plus en plus présents. Ce travail consiste en une étude approfondie du grenaillage qui peut être divisée en trois parties.

La première partie propose un modèle analytique pour la prédiction des contraintes résiduelles après grenaillage conventionnel ou ultrasonore. Une démarche permettant d'obtenir la déformation d'une pièce à géométrie complexe à partir des paramètres du procède de grenaillage conventionnel ou ultrasonore a été mise en place. Plusieurs simulations numériques d'impacts bille-massif ont été réalisées dans l'objectif de choisir les variables à prendre en compte dans le modèle proposé.

Dans une deuxième partie, plusieurs séries de mesures expérimentales et de simulations numériques de la dynamique des billes ont été réalisées afin de permettre une optimisation et une meilleure compréhension du GUS.

Dans la dernière partie de ce travail, un grand nombre de mesures expérimentales ont été menées afin d'étudier le couplage entre le grenaillage ultrasonore et la nitruration gazeuse d'un acier martensitique. Enfin, une comparaison entre le grenaillage ultrasonore, conventionnel et le choc laser est proposée.

Mots clés : grenaillage de précontrainte - traitements de surfaces par laser - contraintes résiduelles - simulation par ordinateur - modèles mathématiques - analyse dimensionnelle - nitruration.

Mechanical Surface Treatments: Modelling and Experimental Characterizations

Mechanical surface treatments are widely used in manufacturing industries in order to improve mechanical properties of materials. Among them, shot peening is certainly the most known, even if ultrasonic shot peening and laser shock peening are becoming more and more common. This work consists in a large study of shot peening, divided in three parts.

The first one is focused on the conception of a analytical model for residual stress prediction after conventional shot peening or ultrasonic shot peening. An approach able to chain the whole shot peening process, starting from process parameters to residual stress field in a structure is proposed. Several numerical simulations of shot-body impacts are carried out in order to determine the parameters of the model.

In the second part of this work, a characterization of the ultrasonic shot peening process is performed thanks to many experimental measurements and shot dynamic simulations.

The last part of this PhD work corresponds to an experimental analysis focused on the combination of ultrasonic shot peeing with gas nitriding on a martensitic steel. A comparison between ultrasonic shot peening, conventional shot peeing and laser shock peening effects is finally proposed.

Keywords: shot peening - laser peening - residual stresses - digital computer simulation - mathematical models - dimensional analysis - nitriding.