



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE ABOU-BEKR BELKAID - TLEMCCEN

THÈSE

Présentée à :

FACULTE DE TECHNOLOGIE – DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

Pour l'obtention du diplôme de :

DOCTORAT EN SCIENCES

Spécialité : Génie Mécanique

Par :

Mr BENAÏSSA Mohammed

Sur le thème

Effet des traitements mécaniques de surface sur l'intégrité mécanique des aciers à hautes résistances

Soutenue publiquement le/...../..... à Tlemcen devant le jury composé de :

Mr F. SEBAA	Professeur	Univ. Tlemcen	Président
Mr F. BENKHENAFOU	Professeur	Univ. Tlemcen	Directeur de thèse
Mr A. ZIADI	Professeur	Univ. Ain Temouchent	Co-directeur de thèse
Mr M. BENACHOUR	Professeur	Univ. Tlemcen	Examineur
Mr A. BOUTAOUS	Professeur	USTO, Oran	Examineur
H. LABBEL	MCA	USTO, Oran	Examineur

*Laboratoire
BP 119, 13000 Tlemcen - Algérie*

Dédicaces

A la mémoire de ma défunte mère

A mon père

A la mémoire de mon frère le défunt Hocine et ses enfants

*A Ma femme et mes enfants Fatima Fehra Anfel
et Ahmed.*

A mes sœurs.

Remerciement

Je remercie Allah, le tout puissant de m'avoir accordé la patience et surtout le courage d'achever ce travail de thèse.

Ce travail n'aurait pu avoir le jour sans le soutien et la participation de plusieurs personnes, dont j'exprime toute ma reconnaissance pour leur contribution.

En premier lieu, je tiens à remercier et exprimer ma profonde reconnaissance à mes directeurs de thèse, Mrs. **A. ZIADI** et **F. BENKENAFOU** qui ont accepté de diriger cette thèse, pour leurs aides tout au long de la préparation de ce travail, avec leurs bonnes humeurs, leurs encouragements, et leurs modesties.

Mes vifs remerciements pour Mr. **M. CHAIB**, Maitre de conférences de l'Université Oran 1 Ahmed Ben Bella pour ses recommandations et directives constructives.

J'adresse aussi mes sincères remerciements à Mr. **F. SEBAA** pour avoir accepté de présider le jury de cette thèse,

Mes plus vifs remerciements et ma reconnaissance également à messieurs, **M. BENACHOUR**, **H. LEBBAL** ainsi à Mr. **A. BOUTAOUS**, qui m'ont fait l'honneur d'être membres de mon jury et ont accepté de consacrer du temps pour la lecture et le jugement de ce travail,

Je remercie Mr. **LUIS BORJA PERAL MARTINEZ** et Mr. **FRANCISCO JAVIER BELZUNCE** pour leurs contributions pour la réalisation de ce travail.

Résumé

Le grenailage de précontrainte est un traitement mécanique permettant par déformation plastique des couches superficielles d'introduire un état de contraintes résiduelles de compression en surface d'un matériau. Le but de ce travail est d'étudier l'effet du Shot-Peening sur l'état de surface d'un acier ferritique 35NCD16, tant en termes de surface de durcissement par le paramètre FWHM (largeur de corde à mi-hauteur) et le champ de contraintes résiduelles. L'analyse de ces paramètres a été réalisée par la technique de diffraction des rayons X. La rugosité a été mesurée avant et après le traitement de grenailage, en utilisant un profilomètre. Des corrélations ont été développées par les techniques de régression dans le but de relier les paramètres de traitement et leur principal effet sur la base des résultats expérimentaux, afin de fournir un outil utile pour le traitement approprié du procédé du Shot-Peening.

Mots-clés : Shot-Peening, Grenailage, Contraintes Résiduelles de Compression, aciers à haute résistance, Etat de Surface, FWHM, Ecouissage.

Abstract

Shot-Peening is a mechanical treatment that allows plastic deformation of surface layers in order to introduce a state of compressive residual stress on the surface of the material. The purpose of this work is to investigate the effect of shot-peening on the surface state of 35NCD16 ferritic steel in terms of both the FWHM parameter (chord width at half maximum) and surface hardening due to the residual stress field. These parameters were analyzed by the X-ray diffraction method, and the roughness before and after the Shot-Peening treatment was measured with a profilometer. To provide a useful tool for proper treatment of the Shot-Peening process, correlations were developed by regression with the aim of relating treatment parameters and their main effects based on experimental results.

Keywords: Shot-Peening, Compression residual stresses, high strength steels, Surface condition, FWHM, Crushing.

Sommaire

Introduction générale	1
Chapitre 01.....	Synthèse bibliographique
1.1. Introduction	4
1.2. Processus de Shot-Peening	4
1.3. Les paramètres du Processus de Shot-Peening.....	6
1.3.1. Projectiles.....	6
1.3.1.1. Classification des projectiles.....	8
1.3.2. Intensité Almen.....	9
1.3.2.1. Courbe de saturation et point de saturation.....	10
1.3.3. Couverture ou degré de couverture	13
1.4. Variables de processus	17
1.4.1. Vitesse du projectile.....	18
1.4.2. Angle d'impact	18
1.5. Effets du processus de Shot-Peening.....	19
1.5.1. Aspect de surface	19
1.5.2. Durcissement de surface	20
1.5.3. Des contraintes résiduelles.....	22
1.5.3.1. Macro-contraintes résiduelles	23
1.5.3.2. Micro-contraintes.....	25
1.5.3.3. Profils de contraintes résiduelles après les processus de grenailage.....	26
1.6. Diffraction des rayons X	28
1.6.1. Les rayons X	29
1.6.2. Technique de diffraction des rayons X	32
1.7. Fatigue.....	36
1.7.1. Aspects structurels de la fatigue.....	37
1.7.2. Facteurs influençant le comportement en fatigue des alliages métalliques	38
1.7.2.1. Effet du type et de la nature de la charge.....	39

1.7.2.2.	Effet de taille de composant.....	40
1.7.2.3.	Effet de la finition de surface.....	40
1.7.2.4.	Effet de concentration de contraintes :.....	42
1.7.2.5.	Effet de la contrainte moyenne.....	43

Chapitre 02..... Méthodologie et techniques expérimentales

2.1.	Caractérisation du Matériau.....	44
2.1.1.	Matériau utilisé.....	44
2.1.2.	Essais mécaniques conventionnels.....	44
2.1.3.	Analyse métallographique.....	45
2.2.	Processus de Shot-Peening.....	46
2.2.1.	Machine de grenailage.....	46
2.2.2.	Spécifications du projectile.....	48
2.2.3.	Détermination de l'intensité d'Almen.....	49
2.2.3.1.	Réalisation des traitements de grenailage.....	51
2.3.	Caractérisation des effets des processus de Shot-Peening.....	53
2.3.1.	Finition de surface. Couverture et rugosité.....	53
2.3.1.1.	Détermination du facteur de concentration des contraintes.....	57
2.3.2.	Durcissement induit. Évaluation du profil de micro-dureté.....	58
2.3.3.	Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.....	60
2.3.3.1.	Caractéristiques du diffractomètre XSTRESS 3000 G3R.....	61
2.3.3.2.	Méthode d'étalonnage.....	65
2.3.3.3.	Méthode de mesure des contraintes résiduelles.....	67
2.3.3.4.	Procédure de détermination du profil de contrainte résiduelle.....	73

Chapitre 03..... Résultats et discussions

3.1.	Caractéristiques des matériaux.....	75
3.1.1.	Caractérisation microstructurale et mécanique.....	75
3.1.2.	Essais de fatigue rotative.....	78
3.2.	Traitements de Shot-Peening.....	80

3.2.1.	Détermination des intensités Almen	80
3.2.1.1.	Courbes de saturation.....	80
3.2.2.	Détermination du degré de couverture.....	84
3.2.2.1.	Courbes d'Avrami. Détermination des temps d'exposition.....	84
3.2.2.2.	Évolution de la taille de l'empreinte sur des surfaces planes.....	85
3.2.3.	Analyse superficielle des éprouvettes	87
3.2.3.1.	Aspect de la surface. Rugosité vs courbe de couverture.....	87
3.2.3.2.	Facteur de concentration de contraintes :.....	94
3.2.4.	Détermination du durcissement superficiel.....	95
3.2.4.1.	Profils de dureté (toutes les IA)	95
3.3.	Détermination du champ de contraintes résiduelles de compression	100
3.3.1.	Profils de contraintes résiduelles.....	100
3.3.2.	Détermination de la zone affectée par les traitements de Shot-Peening	105
	Conclusion générale.....	110

Bibliographie

Liste des figures

Fig.1. 1 Contraintes de compression du matériau grenailé	4
Fig.1. 2 Processus de grenailage. Paramètres et effets	5
Fig.1. 3 Projectiles non sphéroïdaux	8
Fig.1. 4 Courbure générée dans une plaque Almen.....	10
Fig.1. 5 Courbe de saturation d'un processus de grenailage ajustée à quatre paramètres	12
Fig.1. 6 Détermination du point de saturation	13
Fig.1. 7 Évolution de la couverture à différents temps d'exposition	15
Fig.1. 8 Evolution de la couverture en acier 35NCD16 pour les traitements de grenailage avec CW Projectile 0.5 et 2 bars de pression	16
Fig.1. 9 Etude du comportement en fatigue et de sa relation avec le degré de couverture.....	17
Fig.1. 10 Dommages causés par une couverture excessive à la surface du matériau	17
Fig.1. 11 Schéma d'un impact	18
Fig.1. 12 Effet du durcissement de surface par grenailage de l'alliage de magnésium AZ80 [32]	22
Fig.1. 13 a) Diagramme descriptif de la génération de contraintes résiduelles dans un processus de grenailage. b) Représentation de la déformation permanente de la surface et des contraintes de traction et de compression	24
Fig.1. 14 Variation de la contrainte résiduelle dans la pièce de la figure 2.13 traitée par grenailage ..	24
Fig.1. 15 Formation de micro-contraintes dues à l'incompatibilité élastique d'un bi-cristal soumis à des contraintes surface uniforme (σ_{11})	26
Fig.1. 16 Représentation graphique des contraintes résiduelles de compression d'un composant traité par grenailage	27
Fig.1. 17 Contrainte résultante sur une barre de grenailage en appliquant une charge externe de flexion.....	28
Fig.1. 18 Spectre électromagnétique	29
Fig.1. 19 Tube à rayons X	30
Fig.1. 20 Spectre de rayonnement X. a) Spectre de rayonnement continu. b) Spectre continu et bande	31
Fig.1. 21 Mécanisme de production de photons aux rayons X. Génération de spectre de bande.....	31
Fig.1. 22 Schéma de diffraction de Bragg	32
Fig.1. 23 Diffractogramme	34
Fig.1. 24 Représentation de l'effet de la taille et de la distribution des contraintes sous les charges de flexion.....	40
Fig.1. 25 Evolution du facteur de surface, K_s , avec la résistance à la traction des pièces en acier obtenues utilisant différents procédés de fabrication [47].....	41
Fig.1. 26 Variation du facteur de surface, K_s , en fonction de la résistance à la traction et de la rugosité	42
Fig.2. 1 Eprouvette standard pour essais de traction uni-axiale	45
Fig.2. 2 Machine de grenailage	46
Fig.2. 3 Schéma de fonctionnement de la machine de grenailage [4]	47
Fig.2. 4 Apparition des projectiles en acier découpé (CW 0,5 mm). Photographie faite par microscopie électronique de balayage (SEM)	48
Fig.2. 5 Loupe stéréoscopique et processeur d'image	49
Fig.2. 6 Fixation des spécimens Almen au bloc Almen	49

Fig.2. 7 Compteur Almen (modèle TSP-3)	50
Fig.2. 8 Détermination du temps d'exposition pour une couverture à 100%. Courbe Avrami SP 8A ..	52
Fig.2. 9 Testeur de rugosité DIAVITE DH-6.....	54
Fig.2. 10 Schéma de mesure R_{max}	55
Fig.2. 11 Schéma de mesures de rugosité (b à compléter par fleches horiz et verticales).....	56
Fig.2. 12 Surface exposée au grenailage pendant 1s sous une intensité de 10A. a) Photographie originale. b) Photographie en biplans.....	56
Fig.2. 13 Schéma descriptif pour la détermination du FCC.....	57
Fig.2. 14 Préparation des échantillons traités par grenailage	58
Fig.2. 15 Matrices d'indentation pour l'évaluation de la micro-dureté des aciers traités par grenailage	59
Fig.2. 16 Diffractomètre modulaire STRESS 3000 G3R (unités principales)	62
Fig.2. 17 Système d'irradiation et de mouvement (goniomètre).....	62
Fig.2. 18 Schéma de l'ensemble collimateur-détecteurs d'arc	63
Fig.2. 19 Schéma de communication entre les composants du diffractomètre	64
Fig.2. 20 Angles et rotations utilisés pour les mesures de contraintes résiduelles	66
Fig.2. 21 Schéma du système de coordonnées utilisé dans la technique $\sin^2\psi$	68
Fig.2. 22 Fonction linéaire entre d et $\sin^2\psi$ de l'acier 35NCD16 traité par grenailage d'intensité Almen 12A.....	70
Fig.2. 23 Ajustements mathématiques sur le pic de diffraction	73
Fig.2. 24 Équipement d'électro-polissage. a) Composants. b) Fonctionnement de la cellule	74
Fig.3. 1 Microstructure de l'acier 35NCD16. Réactif d'attaque Nital 2%	76
Fig.3. 2 Courbes de traction de l'acier 35NCD16 à l'état de livraison.....	77
Fig.3. 3 Faciès de rupture de l'Eprouvette	77
Fig.3. 4 Représentation graphique de la résistance à la fatigue de l'acier 35NCD16. a) nombre de cycles jusqu'à la rupture en fonction de la contrainte alternée appliquée. b) Résultats de fatigue ajustés selon la loi de Basquin.....	79
Fig.3. 5 Courbe de saturation. Détermination de l'Intensité Almen pour Projectile CW 0,4 (P=2 bars)	81
Fig.3. 6 Intensités d'Almen obtenues à partir de la variation de pression et de taille des projectiles....	82
Fig.3. 7 Evolution de l'intensité d'Almen (IA) avec l'énergie cinétique du projectile (E_c).....	84
Fig.3. 8 Surface acier 35NCD16 traitée par grenailage partiel à 8A. a) Micrographie initiale. b) micrographie traitée. c) Détermination du degré de couverture par métallographie quantitative (%GC=52,34 %).....	84
Fig. 3.9 Évolution de la taille de l'empreinte avec l'intensité du traitement de grenailage.....	86
Fig.3. 10 Paramètre de rugosité R_z DIN en fonction du degré de couverture	87
Fig.3. 11 Paramètre de rugosité R_{3z} en fonction du degré de couverture.....	88
Fig.3. 12 Paramètre de rugosité R_q en fonction du degré de couverture.....	89
Fig.3. 13 Paramètre de rugosité R_t en fonction du degré de couverture	90
Fig.3. 14 Représentation graphique de l'évolution de la rugosité moyenne (R_a) par rapport à la couverture pour chaque intensité Almen.....	91
Fig.3. 15 Évolution de la rugosité maximale (R_{max}) en fonction du degré de couverture.....	92
Fig.3. 16 Profils de durcissement superficiel des éprouvettes traitées par grenailage à des intensités Almen de 10, 12, 14, 16, 18 et 20 A.....	96

Fig.3. 17 Profils FWHM en fonction de la profondeur - Résultat.....	98
Fig.3. 18 Profondeur du minimum du facteur FWHM (L_{min}) et profondeur pour laquelle la FWHM est atteinte de l'acier de base (L_0), en fonction de l'intensité d'Almen appliquée	99
Fig.3. 19 Surface des contraintes résiduelles de compression après multiples impacts individuels ...	100
Fig.3. 20 Profil de contrainte de compression résiduelle pour les courants Almen 8, 10, 12, 14, 16, 18 et 20A.....	101
Fig.3. 21 Evolution des contraintes σ_s^{rc} et σ_{max}^{rc} avec l'intensité Almen appliquée.....	102
Fig.3. 22 Évolution des profondeurs Z_{mc} et Z_0 avec l'intensité d'Almen appliquée	103
Fig.3. 23 Représentation graphique des contraintes résiduelles maximales de compression en fonction de la profondeur.....	104
Fig.3. 24 Évolution en profondeur de la zone à forte contrainte résiduelle de compression (Z_m^{ct}) en fonction d'intensité d'Almen.....	105
Fig.3. 25 Profil de contrainte résiduelle de compression (CRT) et paramètre FWHM pour un traitement de grenailage effectué à 8A.....	106
Fig.3. 26 Profil de contrainte résiduelle de compression (CRT) et paramètre FWHM pour un traitement de grenailage effectué à 10A.....	106
Fig.3. 27 Profil de contrainte résiduelle de compression (CRT) et paramètre FWHM pour un traitement de grenailage effectué à 12A.....	107
Fig.3. 28 Profil de contrainte résiduelle de compression (CRT) et paramètre FWHM pour un traitement de grenailage effectué à 18A.....	108
Fig.3. 29 Profil de contrainte résiduelle de compression (CRT) et paramètre FWHM pour un traitement de grenailage effectué à 20A.....	109
Fig.3. 30 Profondeur affectée par le traitement de grenailage déterminé par les profils des contraintes résiduelles de compression et le paramètre FWHM pour chaque intensité d'Almen	109

Liste des tableaux

Tableau 1. 1 Comportement et classification des types de projectiles utilisés dans les procédés de grenailage	9
Tableau 1. 2 Classification et caractéristiques des réseaux Bravais.....	33
Tableau 1. 3 Équations reliant les distances inter-planaires aux paramètres de réseau et aux indices de Miller.....	34
Tableau 1. 4 Facteurs de correction CL , pour chaque type de charge appliquée.....	39
Tableau 2. 1 Composition chimique de l'acier 35NCD16 (en %).....	44
Tableau 2. 2 Propriétés mécaniques de l'acier 35NCD16.....	44
Tableau 2. 3 Paramètres de diffraction, recommandés pour la mesure TR dans certains aciers.....	65
Tableau 2. 4 Paramètres de l'étude. Modèle de ferrite.....	67
Tableau 3. 1 Composition chimique de l'acier 35NCD16 (en %).....	75
Tableau 3. 2 Résultats des tests de traction de l'acier 35NCD16 [63].....	76
Tableau 3. 3 Résultats des essais de dureté effectués sur l'acier 35NCD16.....	78
Tableau 3. 4 Comparaison des propriétés mécaniques expérimentales et celles rapportées par le fabricant.....	78
Tableau 3. 5 Résultats moyens des essais de fatigue rotationnelle (acier 35NCD16).....	79
Tableau 3. 6 Détermination de l'intensité Almen avec projectiles CW 0,4 et pression de 2 bars.....	80
Tableau 3. 7 Paramètres de réglage de la courbe de saturation. CW 0,4 et 2 bars.....	81
Tableau 3. 8 Résultat d'intensité d'Almen pour les projectiles CW à 0,4 et 2 bars de pression.....	82
Tableau 3. 9 Intensités d'Almen obtenues à partir de la variation de pression et de taille des projectiles.....	82
Tableau 3. 10 Intensités d'Almen déterminées expérimentalement.....	83
Tableau 3. 11 Temps d'exposition pour obtenir une couverture complète sur des échantillons plats...	85
Tableau 3. 12 Temps d'exposition pour obtenir une couverture complète sur les éprouvettes de fatigue en rotation.....	85
Tableau 3. 13 Paramètre de rugosité R_z DIN en fonction du degré de couverture.....	87
Tableau 3. 14 Corrélation du R_z DIN en fonction du degré de couverture pour les différentes intensités Almen.....	88
Tableau 3. 15 Paramètre de rugosité R_{3Z} en fonction du degré de couverture.....	88
Tableau 3. 16 Corrélation du R_{3Z} en fonction du degré de couverture pour les différentes intensités Almen.....	89
Tableau 3. 17 Paramètre de rugosité R_q en fonction du degré de couverture.....	89
Tableau 3. 18 Corrélation du R_q en fonction du degré de couverture pour les différentes intensités Almen.....	90
Tableau 3. 19 Paramètre de rugosité R_t en fonction du degré de couverture.....	90
Tableau 3. 20 Corrélation du R_t en fonction du degré de couverture pour les différentes intensités Almen.....	91
Tableau 3. 21 Evolution de la rugosité moyenne (R_a) en fonction de la couverture pour chaque intensité Almen.....	91
Tableau 3. 22 Corrélation du R_a en fonction du degré de couverture pour les différentes intensités Almen.....	92
Tableau 3. 23 Evolution de la rugosité maximale (R_{max}) en fonction de la couverture pour chaque intensité Almen.....	92

Tableau 3. 24 Corrélation du R_{\max} en fonction du degré de couverture pour les différentes intensités Almen	93
Tableau 3. 25 Facteur de concentration de contraintes pour chaque intensité Almen	95
Tableau 3. 26 Durcissement maximum induit et profondeur de la zone affectée	97
Tableau 3. 27 Corrélation du FWHM en fonction de la profondeur pour les différentes intensités Almen	98
Tableau 3. 28 Corrélation de σ_z en fonction de la profondeur pour les différentes intensités Almen	101
Tableau 3. 29 Paramètres caractéristiques représentatifs du profil de contrainte résiduelle de compression maximale	101

Introuduction Générale

La fatigue est un paramètre important à prendre en compte lors de l'étude de composants fonctionnant dans des conditions de chargement cycliques. Les facteurs mécaniques, métallurgiques et environnementaux peuvent influencer de manière significative le comportement à la fatigue des composants structuraux [1,2]. Il est également connu que la surface d'un composant joue un rôle important dans les applications techniques, de sorte que de petites modifications peuvent réduire considérablement la résistance à la fatigue des composants du monde réel.

L'étude et le développement des mécanismes et de processus qui réduisent la période de nucléation des fissures de fatigue ou leur propagation à travers un composant structurel ont une importance particulière dans le domaine de l'ingénierie appliquée. Il existe actuellement de nombreuses procédures capables de modifier la surface des matériaux et des composants. Des techniques telles que l'application de revêtements, les traitements thermiques superficiels, entre autres, ont fourni une solution adéquate aux divers problèmes qui peuvent se présenter dans la pratique, en vue d'améliorer le comportement à la fatigue. Il faut tenir compte du fait que les différents processus de formage génèrent des défauts de surface et induisent des contraintes résiduelles, ces dernières ayant une influence significative sur la durée de vie à la fatigue des composants utilisés en ingénierie.

Étant donné que les contraintes résiduelles s'ajoutent aux contraintes appliquées, le signe négatif ou positif des contraintes résiduelles induites augmente ou diminue respectivement la durée de vie du composant en cas de sollicitations de type cyclique. Ainsi, la présence de contraintes résiduelles de compression améliore le comportement face aux charges cycliques des composants industriels, ce qui rend très intéressant le fait de pouvoir les introduire par des processus mécaniques contrôlés, comme c'est le cas du Shot-Peening.

Le Shot-Peening est un traitement de surface qui implique l'application de multiples impacts consécutifs avec de petits projectiles normalisés sur la surface d'un matériau ou d'une pièce, dont le comportement aux charges cycliques est à améliorer. Les impacts produisent une déformation plastique localisée sur la surface du matériau (empreintes) [3,4], qui se chevauchent, générant une zone, uniforme et étendue, déformée plastiquement à compression sur la surface du matériau.

Deuxièmement, du fait que la déformation à proximité de la zone d'impact est de nature élastique, un champ de contraintes résiduelles de compression d'amplitude considérable est créé au sein du matériau [5-8]. Cette compression superficielle est extrêmement efficace pour prévenir les défaillances prématurées dans des conditions de charge cyclique, car les fissures de fatigue se développent sous l'effet de la traction, ce qui rend difficile leur propagation depuis la surface [9]. Au cours des dernières années, diverses méthodes, expérimentales et numériques, ont été mises au point pour contrôler et déterminer avec précision et fiabilité la distribution des contraintes résiduelles dans les composants métalliques industriels [10]. En conséquence, il est aujourd'hui possible d'optimiser le comportement des composants industriels réels face à des charges de fatigue en appliquant le traitement de surface de Shot-Peening le plus approprié.

Dans le cas de l'acier 35NCD16, objet de cette étude, le contrôle des variables et paramètres du procédé de Shot-Peening a permis de développer divers traitements de surface qui induisent dans le matériau les champs de contraintes résiduelles de compression, en entraînant simultanément des phénomènes de durcissement et de finition de surface appropriés afin d'améliorer le comportement à la fatigue de l'acier. Grâce à l'utilisation de la technique de diffraction des rayons X, il a été possible de déterminer les contraintes résiduelles de compression de la région de surface affectée et l'amélioration du comportement face aux charges cycliques a été évaluée par la technique de fatigue sous flexion rotative. L'étude des effets induits par les différents procédés de Shot-Peening (durcissement superficiel, profil de contraintes résiduelles de compression et rugosité superficielle) a permis d'identifier le traitement optimal pour l'acier 35NCD16 à l'état de trempe et revenu, qui implique un équilibre adéquat entre l'étendue des contraintes résiduelles de compression induites, le durcissement superficiel et la finition (endommagement) superficielle du matériau.

L'objectif général, est d'évaluer les paramètres et les effets des différents frottements de Shot-Peening susceptibles d'être appliqués sur un acier 35NCD16 commercial et déterminer le traitement optimal pour améliorer le comportement à la fatigue de ce matériau.

Les objectifs spécifiques suivants ont été identifiés :

- Déterminer l'influence des paramètres et des variables expérimentales de contrôle du processus de Shot-Peening (diamètre de bille, pression d'air, intensité Almen) : durcissement de surface, Champ de contraintes résiduelles de compression et finition de surface induite sur l'acier 35NCD16.

- Développer et établir un processus de mesure fiable et reproductible des contraintes résiduelles de compression à l'aide de la technique de diffraction des rayons X et construire le profil de contraintes résiduelles générées dans les traitements de Shot-Peening.
- Optimiser les paramètres de base du traitement de surface de Shot-Peening pour établir la bonne combinaison entre le durcissement de surface, les contraintes résiduelles de compression et la finition de surface, afin d'améliorer le comportement aux charges cycliques de l'acier 35NCD16.
- Déterminer l'intensité Almen et le degré de couverture appropriés pour optimiser le comportement à la fatigue de l'acier étudié.
- La durée de vie en fatigue de l'acier 35NCD16 peut être prolongée en utilisant deux traitements, un double grenailage (haute résistance suivie d'une faible résistance) et un grenailage concentré suivi de l'élimination des zones les plus endommagées superficiellement.
- Étudier l'évolution de la relaxation de la contrainte résiduelle générée dans les traitements de Shot-Peening à la suite de l'application des charges de fatigue.

Le premier chapitre, qui souligne l'importance des traitements de Shot-Peening et les objectifs fixés dans la conception de ce travail de recherche, au développement des fondements théoriques et de l'état des connaissances actuelles sur les processus de Shot-Peening, la diffraction des rayons X et la fatigue des matériaux. Le chapitre 2 a été consacré au développement des techniques expérimentales utilisées pour la réalisation des traitements de Shot-Peening et de la méthodologie utilisée pour la caractérisation de leurs effets, en mettant l'accent sur la description de la procédure de mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X et par essais de fatigue. L'exposé et l'analyse des résultats obtenus ont été développés au chapitre 3, suivi d'une conclusion générale du travail de recherche effectué.

C HAPITRE 01

Synthèse bibliographique

1.1. Introduction

Dans ce chapitre, la base théorique sur laquelle se fondent les recherches développées dans cette thèse de doctorat a été développée. À cet égard, les principes fondamentaux du traitement de surface par grenailage, les concepts de base sur les contraintes résiduelles, les techniques de diffraction des rayons X utilisées pour la détermination de la contrainte résiduelle ont été décrits et, en fin, une brève description de la réponse des matériaux aux charges de fatigue.

1.2. Processus de Shot-Peening

Le grenailage est un procédé mécanique contrôlé utilisé pour traiter les surfaces des matériaux. Il est principalement utilisé pour prolonger la durée de vie en fatigue des composants métalliques. Il consiste à soumettre la surface des pièces et composants industriels à de multiples impacts avec des projectiles sphériques lancés à grande vitesse.

L'impact de projectiles sphériques à grande vitesse contre la surface du matériau induit une déformation plastique à froid. En conséquence, la densité des dislocations augmente, ce qui durcit la surface du matériau et génère à son tour un champ de contraintes résiduelles de compression [11]. L'expansion bi-axiale induite est entravée par des régions adjacentes, qui ne se déforment qu'élastiquement, générant un état résiduel de contraintes de compression. La figure 1.1 montre schématiquement l'effet d'un impact individuel et la concentration des contraintes.

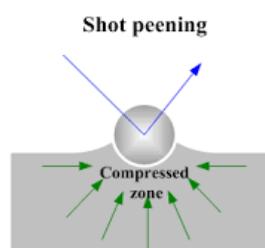


Fig.1. 1 Contraintes de compression du matériau grenailé

De cette manière, il est possible de freiner les contraintes résiduelles de traction induites dans les procédés de mise en forme des matériaux (laminage, extrusion, usinage, traitements thermiques, soudage, etc.), réduisant ou neutralisant ainsi leurs effets.

Ces contraintes sont responsables de retarder significativement la croissance des fissures de fatigue. Pour cette raison, les traitements de grenailage sont indiqués dans les composants qui travaillent à des charges cycliques, en particulier dans les cas où les contraintes en service placent les contraintes maximales sur la surface; par exemple dans les pièces tournantes de machines et de mécanismes.

Produire des surfaces avec un traitement de grenailage de qualité implique un contrôle rigoureux des paramètres de base du procédé: intensité Almen, degré de couverture et énergie cinétique de l'impact (vitesse des projectiles), etc. À leur tour, ces paramètres de base dépendent de l'ajustement des variables du processus: type de bille, pression, débit et angle d'impact [12]. Le contrôle strict des variables du processus permet de garantir l'adéquation des traitements, leur efficacité et la répétabilité des procédures, puisqu'elles affectent directement l'énergie cinétique du projectile au moment de l'impact, qui est étroitement liée à l'intensité du traitement. [13].

Ensuite, la figure 1.2 représente schématiquement la relation entre les paramètres fondamentaux impliqués dans un processus de grenailage, les variables de processus et les effets produits.

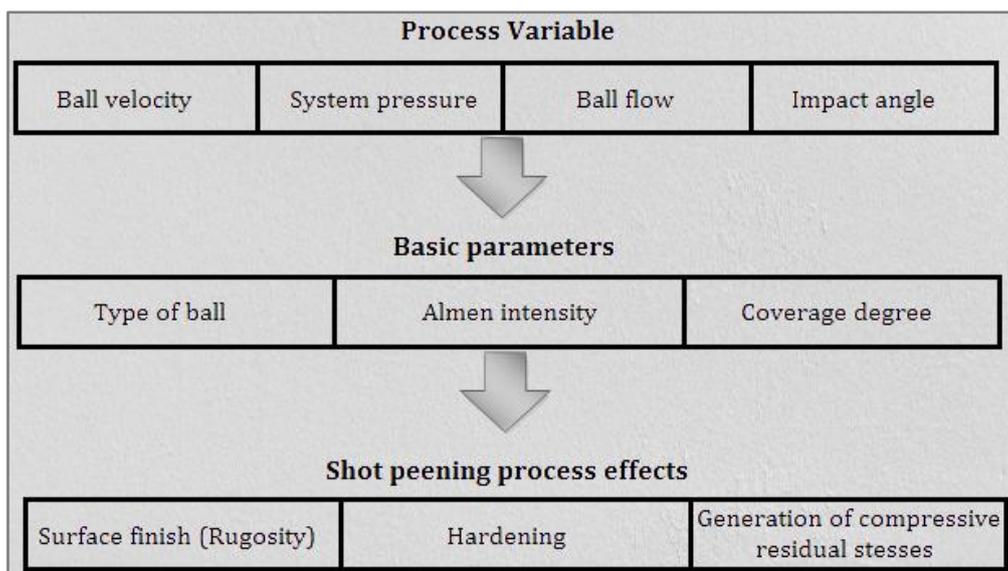


Fig.1. 2 Processus de grenailage. Paramètres et effets

1.3. Les paramètres du Processus de Shot-Peening

Les paramètres de base du processus de grenailage sont le type et la taille des projectiles, le degré de couverture requis et l'intensité d'Almen souhaitée. Pour obtenir des traitements de qualité, la répétabilité du processus doit être garantie.

Les normes SAE HS-84, J2277, J2597 et AMS-S-13165 collectent des informations sur le contrôle et la quantification des paramètres et des variables du processus. Parmi eux, la caractérisation et les types de projectiles, les conditions des procédés de grenailage et les méthodes de quantification des intensités Almen et le degré de couverture sont précisés.

Les types de projectiles couramment utilisés dans les traitements de grenailage sont décrits ci-dessous. Par la suite, les concepts d'intensité d'Almen et de degré de couverture seront développés.

1.3.1. Projectiles

Les types de projectiles utilisés dans les procédés de grenailage peuvent être de nature différente. Sur le marché, il existe des projectiles en verre, acier, céramique, etc. Pour le traitement des aciers de construction, des projectiles en acier trempé sont normalement utilisés.

Le type et la qualité des projectiles utilisés sont d'une grande importance dans les procédés de grenailage. La taille, la morphologie, la dureté, la densité et la durabilité sont des caractéristiques qui doivent être connues avec précision. Pour obtenir les résultats souhaités, un programme de contrôle de l'état de la bille est nécessaire [14].

La distribution de taille des projectiles doit être aussi uniforme que possible. Si des projectiles de tailles différentes étaient utilisés, une zone de compression hétérogène serait générée. Chaque taille de bille induirait un niveau de contraintes de compression qui dépendrait de l'énergie avec laquelle elle a percuté la surface. Ceci sans compter la modification de surface, ce qui donnerait lieu à une rugosité variable et probablement à des concentrations de contraintes. Par conséquent, la durée de vie à la fatigue peut être affectée. En règle générale, il est recommandé d'utiliser la plus petite taille offrant les effets souhaités [15].

Le travail maximum qu'un projectile peut effectuer, est donné par son énergie cinétique, dont l'expression est connue:

$$E_c = \frac{1}{2} \cdot m \cdot v^2 \quad \text{Eq. 1.1}$$

Dont,

E_c : L'énergie cinétique du projectile

v : La vitesse du projectile

m : La masse du projectile

Pour une vitesse donnée, l'énergie cinétique ne dépendra que de la masse du projectile. Etant donné que les particules utilisées pour les traitements de grenailage sont sphériques, l'énergie cinétique dépendra du diamètre [16]. La réduction de la taille des projectiles influencera significativement la diminution de leur énergie cinétique.

D'autre part, dans la mesure où les projectiles sont utilisés plusieurs fois dans les processus de grenailage, leur surface se détériore et finira par présenter des exfoliations (Figure 1.3 à gauche).

Cette dégénérescence des projectiles entraîne une diminution de diamètre et des modifications de sa sphéricité. En conséquence de ces effets, le processus de grenailage est modifié en raison de la diminution de l'énergie cinétique des projectiles (tout en maintenant le reste des conditions du processus) affectant proportionnellement l'obtention de l'intensité souhaitée [17]. La formation d'angles aigus pourrait détériorer considérablement la surface traitée, créant des concentrations de contraintes, très négatifs du point de vue de son comportement sous les charges de fatigue. La caractérisation de la morphologie des projectiles était traditionnellement réalisée par une distribution de tailles issue d'un processus de tamisage. Actuellement, des techniques d'analyse d'images sont utilisées. De cette manière, plus d'informations statistiques sur la distribution de taille, la forme et l'état des projectiles peuvent être obtenues [18].

Les particules utilisées dans les procédés de grenailage doivent répondre à certaines caractéristiques de morphologie, de dureté, de ténacité et de densité. Ils doivent être de forme sphérique, avec une distribution de taille normale. Il est important de limiter la présence de projectiles cassés ou anguleux. Les bords peuvent causer des dommages importants à la surface traitée, de telle sorte qu'un traitement mal effectué peut compromettre la durée de vie utile du composant, voire la réduire par rapport aux conditions initiales (matériau non traité) [15].

La sélection des projectiles implique un compromis approprié entre dureté, ténacité et résistance aux chocs. S'assurer que la dureté du projectile est supérieure à celle du matériau à traiter prolongera la durée de vie utile du projectile. Un autre aspect tel que la densité des

particules est une valeur qui est incluse dans les spécifications des projectiles. Tout comme le type de matériau, la méthode d'obtention et la dureté, la densité est une caractéristique importante car plus la grenaille est dense, plus elle induira d'énergie dans le processus. En revanche, la durée de vie utile des projectiles peut être plus importante, dans la mesure où leur résistance à la rupture (ténacité) l'est également [19].

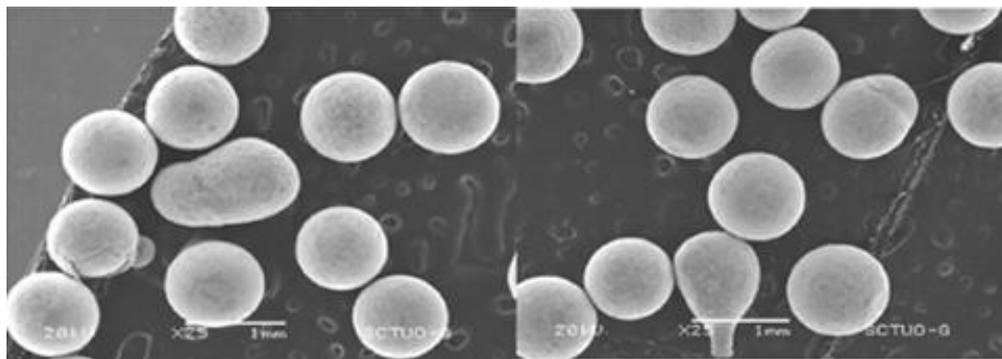


Fig.1. 3 Projectiles non sphéroïdaux

Il est nécessaire d'introduire le terme durabilité. La durabilité peut être définie comme la capacité d'un certain type de projectile à conserver sa taille et sa forme pendant l'utilisation. Il doit être analysé de deux points de vue [15]:

- i) Durée de vie utile: le nombre de cycles de service supportés par les projectiles avant de se déformer et de s'adapter à une forme inacceptable.
- ii) Résistance à la fracture: combien de temps il résiste avant de se casser, provoquant des arêtes vives, endommageant dans le traitement.

1.3.1.1. Classification des projectiles

Les projectiles à utiliser dans les traitements de grenailage sont classés en fonction du matériau avec lequel ils ont été fabriqués et du mode de fabrication. Sur le marché, il est possible de trouver des projectiles en verre, en céramique et en acier; la nomenclature utilisée dans sa désignation utilise des lettres pour identifier le matériau et le traitement suivies d'un nombre correspondant au diamètre nominal.

Les projectiles en acier fondu sont désignés par la lettre S ("tamis") suivie d'un nombre indiquant le diamètre nominal du tamis, en dix millièmes de pouce. Les billes en acier à haute teneur en carbone se distinguent parfois par les lettres HC (High Carbon) et celles à faible teneur en carbone par les lettres LC (Low Carbon). Les tailles typiques vont de S70 (diamètre nominal de 0,2 mm) à S930 (diamètre nominal de 2,4 mm).

Lorsque les billes sont obtenues à partir de fil d'acier coupé, elles sont identifiées par les lettres CW (Cut Wire) ou SCW (Stainless Cut Wire). Ensuite, le diamètre moyen du fil à partir duquel il est obtenu est indiqué, en millièmes de pouce. La plage de mesure habituelle va de CW12 (diamètre nominal 0,30 mm) à CW62 (diamètre nominal 1,6 mm). En pratique, des relations empiriques ont été établies entre les tailles de S et celles de CW [20]. Les sphères de verre sont identifiées par les lettres GB ("Glass Bead") suivies d'un nombre indiquant approximativement le diamètre nominal des sphères de verre, en centièmes de millimètre. Leurs tailles communes vont de GB6 (diamètre moyen: 0,075 mm) à GB280 (diamètre moyen: 3,350 mm) [21].

Enfin, les projectiles les plus courants obtenus à partir de particules de céramique sont l'oxyde de zirconium (ZrO_2). Ils sont nommés par la lettre Z ("Zirconium") suivie d'un nombre indiquant leur diamètre, en millièmes de millimètre, et couvrent une plage comprise entre Z150 (diamètre moyen: 0,210 mm) et Z850 (diamètre moyen: 0,850 mm).

Gillespie dans ses recherches [19], pour obtenir une classification du comportement des projectiles par rapport à leurs principales propriétés, notant qualitativement entre A et D, A étant le meilleur comportement et D étant le mauvais comportement. Dans le tableau 1.1, les résultats de recherches ont été rassemblés. A noter que le projectile en acier coupé présente le meilleur comportement.

Tableau 1. 1 Comportement et classification des types de projectiles utilisés dans les procédés de grenailage

Projectile	Taille	Format	Dureté	Densité	Durée de vie	Ténacité
Fil coupé	A	A	A	A	A	A
Acier moulé	B	D	D	B	B	B
Matériau céramique	C	B	C	C	C	C
Verre	C	C	A	D	D	D

1.3.2. Intensité Almen

L'intensité d'Almen est un paramètre quantifiable dans les procédés de grenailage qui renseigne sur l'agressivité du traitement. Elle est directement liée à l'énergie cinétique transférée par les projectiles lors de la collision avec la pièce et peut être considérée comme une mesure indirecte de l'énergie transférée à la surface du matériau. En 1963, Almen et Black ont introduit la méthode d'évaluation de l'intensité; c'est la méthode largement utilisée aujourd'hui [22].

La procédure consiste à fixer une plaque mince d'acier de qualité aux dimensions standards (plaque Almen) sur un bloc d'acier (bloc Almen) et à l'exposer à un flux spécifique de projectiles. Grâce à une buse, les projectiles sont attirés par l'air, à des conditions de débit et de pression constantes, vers les plaques d'Almen. Les billes entrent en collision avec la surface des plaques d'Almen et induisent des contraintes résiduelles générant une courbure dans la plaque (figure 1.4). La courbure créée dans la plaque dépend directement de la nature du projectile utilisé, des conditions d'écoulement et du temps d'exposition, et peut être quantifiée comme la flèche mesurée dans la zone médiane.

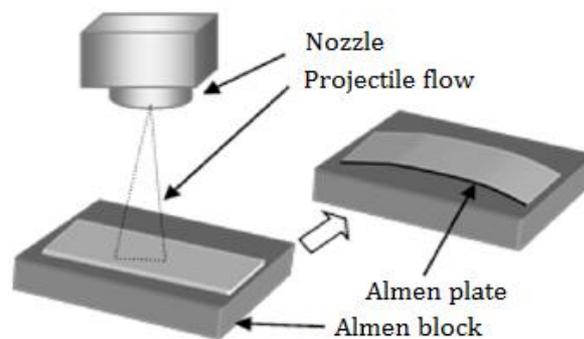


Fig.1. 4 Courbure générée dans une plaque Almen

Pour déterminer l'intensité Almen d'un traitement de grenailage, il est nécessaire de tracer une courbe, appelée courbe de saturation. Pour le construire, une série de plaques Almen sont soumises au jet de projectiles pour différents temps de pose. La déformation maximale (flèche dans la zone médiane) créée dans chacune des plaques est mesurée dans un appareil appelé compteur Almen. Les valeurs de la flèche ou de la courbure sont représentées graphiquement sur l'axe des ordonnées en fonction du temps de pose, sur l'axe des abscisses. Ce graphe s'appelle *la courbe de saturation*, il quantifie l'intensité d'Almen.

1.3.2.1. Courbe de saturation et point de saturation

Pour obtenir l'intensité Almen, il est nécessaire d'exposer au moins quatre plaques Almen au flux de projectiles. Les plaques sont soumises à des temps de pose successivement plus longs. Les mesures des courbures sont effectuées avec un compteur Almen. Les déflexions sont représentées graphiquement en fonction des temps d'exposition. La courbe qui correspond le mieux aux points obtenus expérimentalement est appelée courbe de saturation, et est spécifique à chaque procédé de grenailage.

Il existe de multiples possibilités d'ajustement mathématique de la courbe de saturation [23]. Pour considérer une augmentation linéaire de la courbure, il faut supposer un flux constant de

projectiles, projectiles de taille égale, de sorte que chaque impact du projectile produit une augmentation similaire de courbure à la surface de la plaque d'Almen. On peut également penser qu'en augmentant le nombre d'impacts, la contribution de chacun d'entre eux à la courbure finale sera moindre, du fait du durcissement induit dans le matériau [15]. Ce comportement peut être collecté mathématiquement au moyen d'une équation de type :

$$h = a . (1 - e^{b.t}) \quad \text{Eq. 1.2}$$

Où "h" est la flèche, la courbure ou la déflexion mesurée sur la plaque d'Almen, "t" est le temps d'exposition et "a" et "b" sont les deux paramètres qui définissent la courbe d'ajustement à partir des données expérimentales obtenues. Les paramètres "a" et "b" sont obtenus par itération à l'aide de méthodes numériques. Le paramètre "a" augmente avec l'augmentation de la taille et de la vitesse des projectiles [24], tandis que le paramètre "b" varie en fonction du flux des projectiles (nombre de projectiles par unité de surface et de temps).

Cependant, lors du fonctionnement comme indiqué, le durcissement produit dans le matériau n'a pas été pris en compte lors de l'ajustement mathématique. Au fur et à mesure que les billes heurtent la plaque, le processus d'écrouissage augmentera progressivement. Par conséquent, le matériau admettra de moins en moins de déformation plastique et la courbure des plaques augmentera de moins en moins. Le comportement décrit peut être exprimé en introduisant un nouveau paramètre "c" dans l'équation 1.2, qui définit l'équation à trois paramètres suivante:

$$h = a . (1 - e^{b.t^c}) \quad \text{Eq. 1.3}$$

Maintenant "a", "b" et "c" sont les paramètres à déterminer numériquement pour ajuster l'équation 1.3 aux données expérimentales.

L'existence éventuelle de mécanismes compensatoires d'écrouissage peut également être envisagée. Par exemple, des phénomènes d'auto-tension, de ramollissement, de décarburation, etc. pourraient être inclus, incorporant une composante linéaire à l'équation 1.3. Ce nouveau composant sera appelé paramètre "d" et donne lieu à l'équation à quatre paramètres qui est expliquée ci-dessous.

$$h = a . (1 - e^{b.t^c}) + dt \quad \text{Eq. 1.4}$$

Wieland [22] a validé le modèle mathématique en prenant des mesures sur 388 spécimens d'Almen, qui avaient été grenailés. La conclusion de leurs travaux est que l'expression de l'équation 1.4 est celle qui correspond le mieux à la vraie courbe de saturation, comme le montre la figure 1.5. Notez que le paramètre "d" dans cet exemple tend vers zéro, tandis que le paramètre "c" s'approche de « un », ce qui donne également une validité aux expressions à trois et deux paramètres précédemment décrites.

Pour sa part, Kirk [24] a validé cette équation à l'aide d'ensembles de données provenant de diverses sources. En conclusion, il a obtenu l'équation à quatre paramètres (équation 1.4) qui correspond au meilleur ajustement de la courbe de saturation. Cependant, en pratique, les données sont souvent ajustées à l'aide de l'équation 1.2 (estimant seulement deux paramètres), en raison de sa simplicité, même si l'on sait que ce n'est pas celle qui décrit le mieux le processus de grenailage.

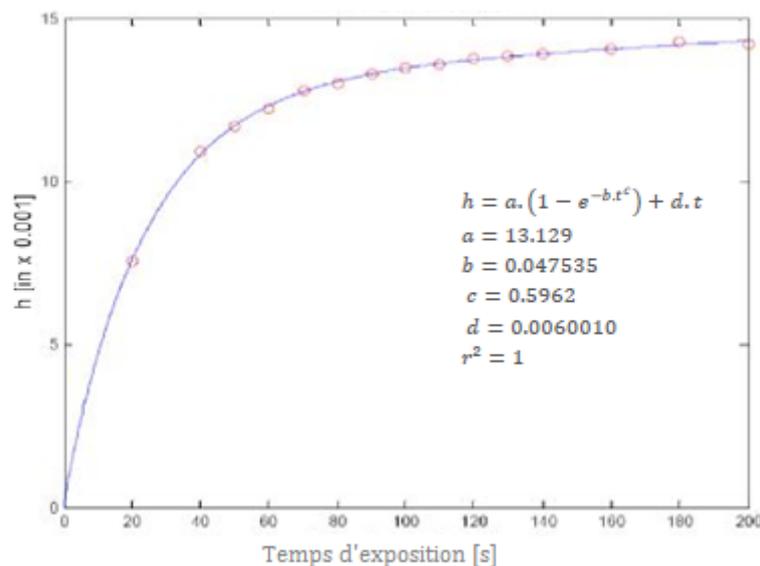


Fig.1. 5 Courbe de saturation d'un processus de grenailage ajustée à quatre paramètres

Une fois la courbe de saturation obtenue, l'intensité Almen est définie par le point de saturation. Afin d'éliminer la subjectivité, la SAE (Society of Automotive Engineers) a décidé en 1984 d'adopter une définition mathématique pour définir ledit point de saturation. Ainsi, le point de saturation est défini comme le premier point de la courbe de sorte qu'en doublant le temps de pose, la courbure de la plaque d'Almen augmente de 10%. Ce concept est connu sous le nom de « règle des 10% » [25]. L'abscisse de ce point correspond au temps de saturation, tandis que l'ordonnée est l'intensité Almen du traitement de grenailage (figure 1.6). Lors de la détermination de l'intensité Almen (flèche sur la plaque Almen correspondant

au point de saturation), il est nécessaire de préciser le type de plaque Almen qui a été utilisé, ainsi que l'unité de mesure utilisée (millimètres ou pouces).

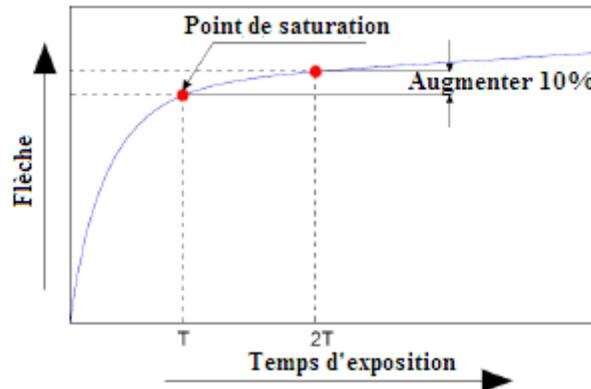


Fig.1. 6 Détermination du point de saturation

Les plaques Almen sont des tôles plates d'acier SAE 1070 fabriquées par laminage à froid, sur lesquelles des traitements thermiques sont appliqués à la trempe et au revenu, pour obtenir une dureté uniforme entre 44-50 HRC et peuvent être trouvées dans trois formats, appelés N, A et C. Bien que les trois types de plaques aient la même longueur et largeur (75,6-76,6 mm x 18,85-19,05 mm), les différences entre elles résident dans leur épaisseur et sont utilisées pour obtenir des niveaux d'intensité différents Almen. Les plaques de type A sont les plus utilisées, elles ont une épaisseur comprise entre 1,27 et 1,32 mm et sont utilisées pour déterminer les intensités d'Almen entre 0,10 à 0,60 mmA (4 A-20 A), les types N sont plus minces (épaisseur entre 0,76 et 0,81 mm) et sont utilisés pour des valeurs d'intensité inférieures à 0,10 mmA (4A), tandis que le type C est utilisé lorsque des intensités élevées sont utilisées (supérieures à 20A) et ont une épaisseur comprise entre 2,36 et 2,41 mm. La dureté et la planéité initiale de la plaque Almen sont deux critères de qualité importants à considérer, car elles peuvent affecter directement la mesure de l'arc ou de la flèche. Toutes ces données ont été compilées dans les normes AMS-S13165, SAE J442, SAE AMS 2432, AMS-S-13165, SAE J442, SAE AMS 2432 [26].

1.3.3. Couverture ou degré de couverture

La couverture (C_n) est définie comme la fraction de la surface couverte par "n" impacts. Pour étudier la couverture, dans les traitements de grenailage, il est nécessaire d'utiliser des outils statistiques. Au départ, il faut supposer que tous les projectiles sont de taille égale et qu'ils atteignent la surface de manière indépendante et aléatoire, mais uniformément sur de longues

périodes de temps. Expérimentalement, il est possible de contrôler les paramètres de taille et de forme des billes, ainsi que le débit utilisé dans l'expérimentation. Une autre hypothèse est de considérer que la surface à traiter est infinie; Cette considération n'est pas loin de la réalité si l'on compare la surface de travail à la taille du projectile. Sur la base de toutes ces considérations, on peut supposer que l'arrivée des projectiles à la surface de la pièce à traiter suit une distribution de Poisson [15].

$$C_n = \frac{e^{-\lambda} \cdot \lambda^n}{n!} \quad \text{Eq. 1.5}$$

Si l'on considère que la couverture peut être exprimée comme la fraction de la surface exposée au traitement qui a été impactée par les projectiles au moins une fois, on peut dire que:

$$C = \sum_{i=1}^n C_i \quad \text{Eq. 1.6}$$

En substituant l'équation 1.5 dans l'équation 1.6, nous obtenons:

$$C = \sum_{i=1}^n \frac{e^{-\lambda} \cdot \lambda^{-n}}{n!} \quad \text{Eq. 1.7}$$

En effectuant le développement factoriel, on obtient alors:

$$C = 1 - e^{-\lambda} \quad \text{Eq. 1.8}$$

Le paramètre λ correspond au nombre de fois qu'un certain endroit a été touché. En supposant que le rayon des empreintes (r), généré dans les impacts, et que le flux "R" (nombre d'empreintes créées par unité de surface et de temps) soit constant, et compte tenu du temps d'exposition t , on a :

$$\lambda = \pi \cdot r^2 \cdot R \cdot t \quad \text{Eq. 1.9}$$

Par conséquent, l'évolution de la couverture dans un traitement de grenailage peut être ajustée à l'expression d'Avrami, qui est représentée dans l'équation 1.10.

$$C = 100 \cdot (1 - e^{-A.R.t}) \quad \text{Eq. 1.10}$$

Où:

A : la zone de chaque empreinte, la zone générée à chaque impact

R : le flux de projectiles

C : est le pourcentage de couverture

t : le temps d'exposition

L'approche de la couverture à 100% est exponentielle, étant théoriquement impossible à atteindre [27]. En pratique, on considère généralement que la couverture est totale lorsqu'un taux de couverture de 98% de la surface totale traitée est atteint.

Pour illustrer le concept de couverture, plusieurs tests de grenailage peuvent être réalisés à différents temps d'exposition. En conséquence, différents pourcentages de surface impactée seront obtenus qui correspondront à différents pourcentages de couverture. Le degré de couverture peut être déterminé visuellement à l'aide de loupes stéréoscopiques, qui est la méthode la plus largement utilisée dans l'industrie. Cependant, la méthode la plus utilisée au niveau de la recherche est l'application de techniques d'analyse métallographique. Pour ce faire, des programmes d'analyse d'images informatisés sont utilisés pour faciliter le processus. Sur la figure 1.7, vous pouvez voir l'évolution de la couverture en fonction des temps d'exposition. L'image (a) a une couverture de 31%, (b) 91,8%, tandis que dans (c) et (d) la couverture est supérieure à 100%.

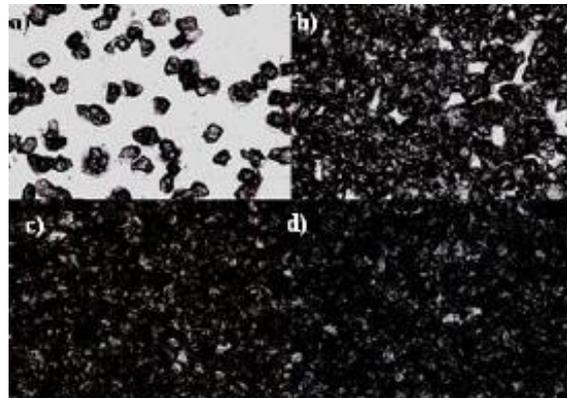


Fig.1. 7 Évolution de la couverture à différents temps d'exposition

En introduisant les valeurs de couverture obtenues par l'analyseur d'images dans l'équation d'Avrami, le graphe correspondant à l'évolution de la couverture peut être obtenu en fonction du traitement de grenailage dans le cas du matériau étudié dans ce travail (Figure 1.8). Par contre, connaissant le temps de saturation ou le temps nécessaire pour atteindre une couverture de 100%, une couverture de 200% ou 500% serait obtenue respectivement en utilisant des temps de traitement deux ou cinq fois supérieurs.

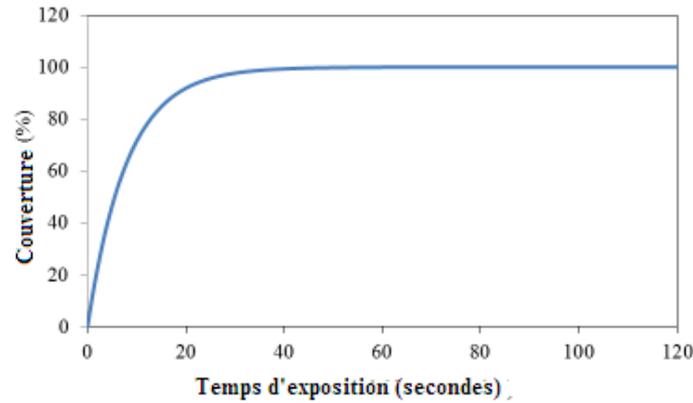


Fig.1. 8 Evolution de la couverture de l'acier 35NCD16 pour les traitements de grenaillage avec le Projectile CW 0.5 et 2 bars de pression

La couverture est une mesure de l'uniformité du processus. La figure 1.7 montre que certaines zones de la surface ne sont pas affectées si elles ne sont pas complètement recouvertes. Cependant, plus le temps d'exposition est long, plus les projectiles peuvent frapper plusieurs fois la même zone. Nous pouvons également observer qu'il existe de petites zones non affectées à forte exposition, mais cela ne signifie pas que le traitement est incomplet. A noter que le but du traitement est d'obtenir une déformation plastique superficielle et une base élastique. On estime que cette zone déformée sous la surface est le double de la taille des empreintes. Il n'est donc pas nécessaire que les empreintes se chevauchent. Deux empreintes suffisamment proches génèrent des zones déformées qui seront complétées en assurant la continuité de la couche sous-jacente avec des contraintes résiduelles de compression.

Pour obtenir un bon traitement, il est conseillé d'atteindre un niveau de couverture totale pour garantir l'uniformité du traitement de surface et l'amélioration du comportement en fatigue. Il faut tenir compte du fait qu'une couverture incomplète impliquerait une moindre résistance à la fatigue, en raison des contraintes de traction résiduelles entre les bandes de roulement, qui n'auraient pas pu être annulées par les chocs à proximité [28]. De cette manière, une surface avec un traitement de grenaillage correct est entièrement soumise à des contraintes de compression dans sa zone la plus superficielle, qui sont équilibrées par des contraintes de traction qui sont générées dans une zone plus interne.

La figure 1.9 (a) montre l'amélioration du comportement en fatigue lorsque la couverture complète de la pièce est obtenue, par opposition aux composants traités uniquement avec une couverture partielle. La figure 1.9 (b) quantifie le pourcentage d'augmentation de la durée de vie en fatigue d'un composant traité par grenaillage pour deux contraintes alternées différentes.

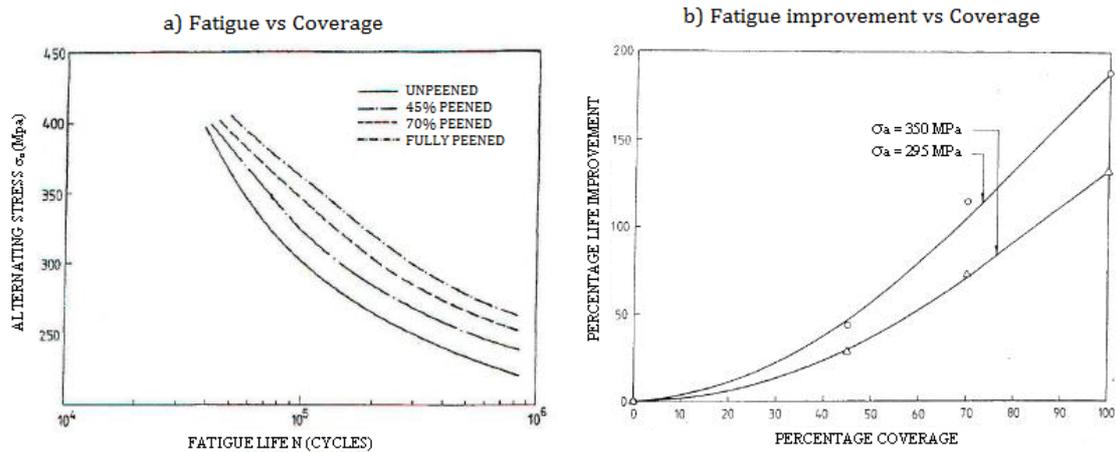


Fig.1. 9 Etude du comportement en fatigue et de sa relation avec le degré de couverture

On peut conclure que le traitement de grenailage améliore le comportement à la fatigue, même sans atteindre une couverture de 100%. Cependant, si vous souhaitez obtenir des performances de fatigue maximales, il est recommandé de travailler à pleine couverture. On peut penser que la réalisation de traitements avec une couverture supérieure à 100% induirait un champ de contraintes résiduelles plus large et prolongerait ainsi la durée de vie en fatigue. Cependant, les impacts multiples et consécutifs nécessaires pour générer une couverture supérieure à 100%, peuvent produire des défauts de surface néfastes pour le composant sous des charges de service cycliques. A titre d'exemple, la figure 1.10 représente les dommages de surface générés par l'application d'un degré de couverture excessif [15].



Fig.1. 10 Dommages causés par une couverture excessive à la surface du matériau

1.4. Variables de processus

Comme mentionné ci-dessus, le processus de grenailage doit être contrôlé pour obtenir les résultats souhaités. Les paramètres fondamentaux du procédé ont déjà été décrits, qui influencent directement le degré de durcissement de la surface et la génération de contraintes de compression résiduelles. Cependant, ces paramètres sont conditionnés à certaines

variables. Dans cette section, l'influence de deux de ces variables, la vitesse des projectiles et l'angle d'impact, sera brièvement développée.

1.4.1. Vitesse du projectile

L'expression de la vitesse est déterminée par le type de machine utilisée dans le processus de grenailage. Le développement de cette section sera limité au cas des machines pneumatiques, car il a été utilisé dans la méthodologie des travaux de recherche.

Il a été précédemment mentionné que dans un traitement de grenailage, l'énergie cinétique joue un rôle fondamental, l'intensité d'Almen étant un outil pour quantifier la quantité d'énergie fournie au matériau après les chocs.

Dans le cas des machines pneumatiques, une alimentation en air adéquate doit être prévue, afin de garantir son débit à vitesse constante. Il faut se rappeler que l'énergie cinétique des projectiles au moment de l'impact dépend à la fois de leur masse et de leur vitesse au carré, il est donc possible d'atteindre la même intensité Almen en utilisant différentes combinaisons de ces deux variables.

Dans les travaux de Zinn et Scholtes [29], l'influence de la vitesse des projectiles sur l'intensité d'Almen est confirmée. Ils ont également montré que la vitesse n'a pas d'influence sur la contrainte de compression maximale atteinte, cependant, elle influence de manière significative la profondeur de la couche soumise à des contraintes de compression résiduelles.

1.4.2. Angle d'impact

Dans un traitement de grenailage, chaque projectile perd une partie de son énergie cinétique après impact, celle-ci étant absorbée par la surface de la pièce traitée [15]. En tenant compte du fait que l'énergie transférée à la surface de la pièce sera égale à la différence entre l'énergie cinétique du projectile avant et après l'impact, et en appliquant les relations géométriques illustrées dans la figure 1.11, l'équation 1.11 est obtenue. θ

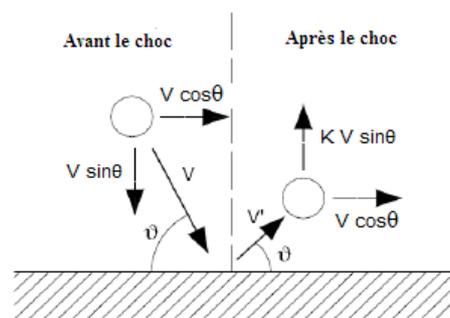


Fig.1. 11 Schéma d'un impact

$$E_c = \frac{m \cdot v^2}{2} - \frac{m[(v \cdot \cos\theta)^2 + (K \cdot v \cdot \sin\theta)^2]}{2} = \frac{m \cdot (1 - K^2) \cdot v^2 \cdot \sin^2\theta}{2} \quad Eq. 1.11$$

Où:

- E_c : l'énergie cinétique
- m : la masse du projectile
- v : la vitesse du projectile
- θ : l'angle d'impact
- K : le coefficient de restitution

Le coefficient de restitution contrôle la proportion d'énergie transférée à la pièce traitée. Elle est définie comme la relation entre la vitesse du projectile avant et après l'impact [15].

L'angle d'impact idéal dans les traitements de grenailage est celui qui maximise l'énergie absorbée par la surface de la pièce. La valeur idéale de θ pour obtenir des traitements de grenailage optimaux est de 90 degrés. La perpendicularité de l'écoulement du projectile par rapport à la pièce doit être garantie.

En revanche, une fois que l'influence de l'angle d'impact sur la qualité d'un traitement de grenailage a été démontrée, la relation entre ledit angle et l'intensité Almen du traitement est généralement représentée par une équation du type:

$$I_\theta = I_{90} \cdot \sin\theta \quad Eq. 1.12$$

1.5. Effets du processus de Shot-Peening

Les traitements de grenailage modifient sensiblement trois caractéristiques de la pièce traitée, son aspect de surface (rugosité), la dureté de la zone la plus superficielle et l'état des contraintes résiduelles existant dans la zone de surface de la pièce.

1.5.1. Aspect de surface

Le paramètre qui est normalement utilisé pour définir la topographie de surface est la rugosité. La rugosité est un paramètre important à prendre en compte dans les processus de fabrication et de mise en forme des matériaux. Les conditions d'exécution de ces procédés génèrent des rugosités à la surface du matériau, qui se traduisent par des concentrations de contraintes, qui peuvent influencer le comportement en fatigue des produits finis.

Dans les procédés de grenailage, la rugosité générée dépend principalement de la taille des empreintes produites lors des impacts et, à son tour, de la taille des projectiles utilisés et de la vitesse d'impact. Cependant, la caractéristique de surface la plus explicative pour le comportement de tout composant sous des charges de fatigue est l'existence de dommages de surface. A cet égard, une rugosité excessive peut générer des dommages de surface (exfoliations, fissures, etc.) et plusieurs mesures de la rugosité ne sont pas suffisantes pour détecter ces dommages. Dans tous les cas, la rugosité est un paramètre important à contrôler dans les procédés de grenailage, en raison de son influence sur la résistance à la fatigue du composant. Si un matériau relativement ductile est traité avec des projectiles de grand diamètre et à grande vitesse, l'énergie appliquée peut être excessive qui engendra l'apparition des microfissures dans la surface, qui conduisent à une défaillance prématurée sous des charges cycliques.

La façon de quantifier l'effet de l'aspect de surface sur le comportement mécanique des pièces soumises aux traitements de grenailage consiste à utiliser le facteur de concentration des contraintes, ce dernier peut être calculé à partir de la géométrie des empreintes produites par les projectiles lors de l'impact. Pour cela, l'expression proposée par J. K. Li [30] peut être utilisée. Cette expression a été obtenue après une analyse par éléments finis qui prend également en compte la présence d'autres empreintes proches et l'application d'un état de contrainte unidirectionnelle :

$$K = 1 + 4\left(\frac{h}{S}\right)^{1.3} = 1 + 4\left(\frac{R_{max}}{S}\right)^{1.3} \quad Eq. 1.13$$

Où h est la profondeur, qui peut être estimée à partir de la valeur de la rugosité maximale, R_{max} et S le diamètre de la bande de roulement.

Les dommages de surface induits sont également liés au degré de couverture appliqué. Ainsi, des traitements intenses avec une couverture supérieure à 100% pourraient générer des effets similaires au travail avec des énergies cinétiques et des diamètres de particules trop élevés, car en impactant à plusieurs reprises les projectiles sur une surface de plus en plus durcie, il peut finir par générer de petits défauts de surface.

1.5.2. Durcissement de surface

Lors de l'impact des projectiles, une partie de l'énergie cinétique est transférée à la surface du matériau. Le coefficient de restitution (K) détermine comment une partie de l'énergie est

conservée lorsqu'une particule rebondit sur un composant. Le dit coefficient est défini comme le quotient entre la vitesse du projectile après impact et la vitesse initiale (équation 1.14). Dans les composants en acier. Par conséquent, l'énergie des projectiles après le rebondissement (E_2) divisée par l'énergie d'impact (E_1) ou l'énergie cinétique initiale du projectile, représentée en fonction des vitesses, on obtient que l'énergie absorbée par le matériau correspond au carré du coefficient de restitution (équation 1.15), qui dans le cas des aciers correspondra à 50% de l'énergie initiale, avant impact. De cette énergie absorbée par la surface impactée, seulement 10% est convertie en énergie stockée sous forme de déformation plastique à froid, tandis que le reste est dissipé sous forme d'énergie thermique [31]. Étant donné que les aciers et en général tous les alliages métalliques ont une conductivité thermique élevée, dans des conditions normales de grenailage, la température de surface induite n'est que de quelques degrés et n'a aucune influence sur le processus.

$$K = v_2/v_1 \quad \text{Eq. 1.14}$$

$$\left(E_2/E_1 \right)^2 = (v_2/v_1)^2 = K^2 \quad \text{Eq. 1.15}$$

Le durcissement de surface par déformation plastique est le produit du mouvement des dislocations et de l'augmentation de la densité de ces défauts linéaires. Par contre, le degré de déformation plastique et l'augmentation de la dureté suite aux traitements de grenailage seront maximaux en surface et diminueront au fur et à mesure que l'on s'éloigne de la surface mentionnée. Une approche de quantification de la profondeur de la zone plastifiée consiste à analyser la variation de la micro-dureté de la surface à l'intérieur du matériau, jusqu'à atteindre une distance où la valeur de dureté initiale est récupérée.

Le durcissement de surface induit dans les traitements de grenailage sera conditionné à la fois par les paramètres du procédé et par la nature du matériau à traiter. Il faut tenir compte du fait que la capacité de durcissement par déformation plastique à froid est une caractéristique de chaque matériau. L'augmentation de l'intensité d'Almen conduit à des valeurs de dureté plus élevées et à son tour, une plus grande profondeur de la région durcie. Cet effet peut être observé sur la figure 1.12, qui correspond aux traitements de grenailage effectués sur un alliage de magnésium [32]. On y voit que la zone affectée par les traitements de grenailage est peu profonde, entre 100 et 300 μm , selon l'intensité d'Almen utilisée.

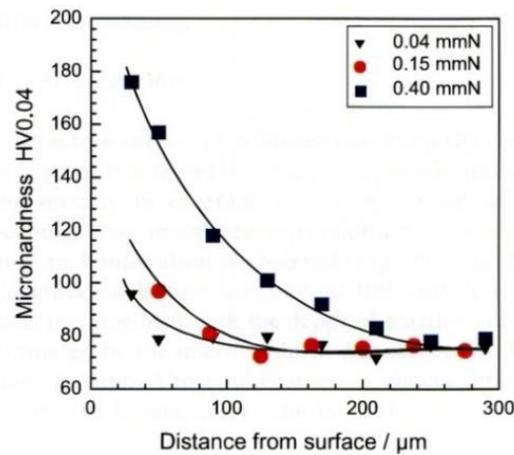


Fig.1. 12 Effet du durcissement de surface par grenailage de l'alliage de magnésium AZ80 [32]

1.5.3. Des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont définies comme « l'équilibre interne des contraintes existant dans un corps libre, libre de forces externes agissant sur lui ». Ces contraintes proviennent de la réponse élastique du matériau à une répartition inégale des forces inélastiques, telles que: déformations plastiques, transformations de phase, contraintes de dilatation thermique, etc. Par exemple, l'apparition de contraintes résiduelles est inévitable dans les procédés de fabrication qui impliquent une déformation à la surface du matériau, comme les opérations de déformation-formage ou toutes sortes de procédés d'usinage (tournage, meulage, ébauche, polissage, etc.), ainsi que comme dans les procédés qui impliquent des traitements thermiques, des opérations d'usinage ou de mise en forme qui modifient ses propriétés. Les causes de la génération de contraintes résiduelles sont classées ci-dessous [33] :

- Transformations de phase impliquant des changements volumétriques
- Différentiels dans les régimes de refroidissement
- Déformation plastique localisée

Ce dernier aspect, la déformation plastique localisée, est à la base de la génération de contraintes résiduelles dans les processus de grenailage, dues aux impacts des projectiles contre la surface de la pièce et à la déformation plastique superficielle. Ces contraintes dérivées de la déformation plastique sont appelées macro-contraintes, et elles sont le produit de la récupération élastique de la surface du matériau qui est entravée par la déformation permanente de la surface. En revanche, dans les structures poly-cristallines, des champs de contraintes résiduelles sont également générés [15], ces contraintes résiduelles sont appelées micro-contraintes.

1.5.3.1. Macro-contraintes résiduelles

Dans le cas des procédés de grenailage, lorsqu'une bille sphérique s'approche dans le sens normal de la surface de la pièce à traiter, elle génère un champ de déformation plastique sur la surface (les dimensions initiales de la pièce seront L_0 dans les directions x_1 et x_2 pour une épaisseur initiale t_0). Dans le cas d'un matériau isotrope, traité par grenailage de manière uniforme, le tenseur de déformation plastique ε_{ij}^p dans le champ de déformation plastique de surface est donné par l'équation 1.16.

$$\varepsilon_{ij}^p = \begin{pmatrix} \varepsilon_1^p & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_{22}^p & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{33}^p \end{pmatrix} \quad Eq. 1.16$$

Les composantes du tenseur de déformation ε_{33}^p sont produites par la force exercée par la bille contre la surface et le temps d'impact dans la direction x_3 , puisque le matériau a été comprimé dans cette direction, par conséquent le matériau «s'écoule» dans les directions x_1 et x_2 (voir figure 1.13 a). En conservant le volume et en supposant que le processus agit également dans les directions x_1 et x_2 , on obtient que:

$$\varepsilon_{22}^p = \varepsilon_{11}^p = -\varepsilon_{33}^p/2 \quad Eq. 1.17$$

Pour une meilleure compréhension du processus de génération des contraintes résiduelles, la pièce déformée peut être étudiée en deux parties. La couche supérieure de la figure 1.13, la où les surfaces, qui est celle qui a subi la déformation plastique, contient les composantes des tenseurs de déformation ε_{11}^p , ε_{22}^p impliquent une modification de la longueur (L) de la couche superficielle du matériau, c'est-à-dire que la couche superficielle a une longueur initiale L_0 et une épaisseur t_1^0 ($t_1^0 \ll t_0$), on suppose que la déformation plastique à toute profondeur de cette zone est constante et présente des contraintes de compression [34]. A son tour, si la couche superficielle du matériau a subi une déformation permanente, par loi de conservation du volume, la zone inférieure (B) présentera des contraintes de traction sur les bords, associées à une déformation élastique. Ce phénomène est décrit graphiquement dans la figure 1.13.

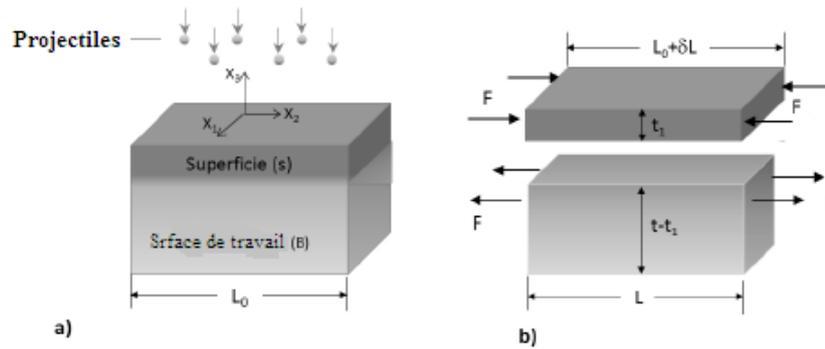


Fig.1. 13 a) Diagramme descriptif de la génération de contraintes résiduelles dans un processus de grenailage. b) Représentation de la déformation permanente de la surface et des contraintes de traction et de compression

Sur la figure 1.13 b) la zone soumise à des efforts de traction F , qui subit une déformation élastique, a une longueur finale L' , dans laquelle $L' > L > L_0$. Par conséquent, les équations représentant la déformation en termes de longueur et d'épaisseur sont les suivantes :

$$L' = L_0 + \int \varepsilon_{11}^p dx_1 = L_0 + \delta L \quad Eq. 1.18$$

$$t'_1 = t_1^0 + \int \varepsilon_{33}^p dx_3 \quad Eq. 1.19$$

L'amplitude des macro-contraintes sur la (les) surface (s) et la zone inférieure (B) peut être calculée en utilisant la loi de Hooke (comportement élastique linéaire) :

$$(\sigma_{11})_s = E \cdot \ln L/L' \quad Eq. 1.20$$

$$(\sigma_{11})_B = E \cdot \ln L/L_0 \quad Eq. 1.21$$

Du fait de la symétrie de la déformation dans le plan de surface, les contraintes résiduelles dans ce plan sont égales dans les deux sens ($\sigma_{11} = \sigma_{22}$). La répartition des contraintes résiduelles générées dans la pièce à usiner est visible sur la figure 1.14. A son tour, la répartition des efforts, produit de ces deux contraintes dans le plan de surface, génère une courbure C^* , qui a été précédemment appelée flèche et qui est le paramètre principal de mesure en plaques d'Almen pour déterminer l'intensité d'Almen.

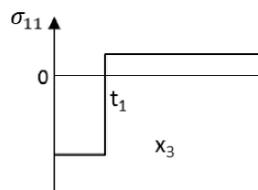


Fig.1. 14 Variation de la contrainte résiduelle dans la pièce de la figure 2.13 traitée par grenailage

Après les processus de grenailage, la pièce est en équilibre et toutes les contraintes agissent en fonction de la section transversale (A). L'équation d'équilibre qui relie les macro-contraintes de compression résiduelles est la suivante:

$$\int_A \sigma_{ij} dA = 0 = (\sigma_{11})_s \cdot t'_1 + (\sigma_{11})_B \cdot (t - t'_1) \quad Eq.1.22$$

Dans tous les cas, dans les échantillons traités par grenailage, la répartition des contraintes résiduelles (produit de la déformation plastique superficielle) varie au fur et à mesure de l'approfondissement du matériau. Dans ces cas, la surface est étudiée comme une zone constituée de couches d'épaisseur infinitésimale, dans laquelle la déformation plastique induite et, à son tour, la contrainte résiduelle générée varie dans chaque couche. Par conséquent, le profil de contraintes résiduelles est obtenu compte tenu de la limitation imposée par chaque couche. Il faut également considérer que la déformation plastique maximale n'a pas toujours lieu dans la couche la plus externe, cet aspect dépendra du matériau étudié [34].

1.5.3.2. Micro-contraintes

Dans la section précédente, le concept de macro-contraintes a été développé, qui sont le produit de la déformation plastique de la surface du matériau lors du processus de grenailage. Les micro-contraintes sont l'effet de ladite déformation à une échelle microstructurale. La plupart des matériaux étant constitués de phases différentes avec leurs propriétés respectives, un champ de micro-contraintes est généré aux interfaces qui séparent leurs microcomposants.

A titre d'exemple, dans un matériau sans contrainte, si un grain d'une phase, A, entouré d'une seconde phase différente, B, est extrait de la matrice du matériau sans modifier son environnement, les dimensions du grain mentionné et le trou de la matrice sera identique. Cependant, si une déformation plastique est appliquée au matériau, la déformation induite dans les grains A et B sera différente, générant ainsi un champ de micro-contraintes à l'interface entre les deux grains. De cette manière, ce domaine des micro-contraintes est le produit de l'existence d'une déformation plastique différentielle [34].

Dans les matériaux poly-cristallins, où chaque grain a une direction cristallographique différente, et à son tour différentes constantes élastiques associées aux plans cristallographiques ($E_{\{hkl\}}$ et $\nu_{\{hkl\}}$), lorsqu'une tension uniforme est appliquée à la surface du matériau dans le direction σ_{11} , en passant par le vecteur V, chaque grain aura une réponse

différente, générant ainsi un champ de micro-contraintes autour de lui [34]. Ce phénomène est appelé « micro-contraintes générées par l'incompatibilité élastique » et est illustré sur la figure 2.15.

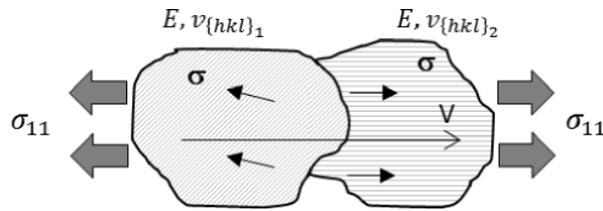


Fig.1. 15 Formation de micro-contraintes dues à l'incompatibilité élastique d'un bi-cristal soumis à des contraintes de surface uniforme (σ_{11})

La détermination expérimentale des micro-contraintes en un point nécessite un échantillonnage infinitésimal et qui n'est donc pas pratique. Généralement, un échantillonnage de taille finie est réalisé, et des informations sont obtenues sur la valeur moyenne des micro-contraintes pour un volume de mesure donné, dans laquelle on considère qu'il existe un nombre représentatif de grains pour une phase donnée et dans lequel certains précipitent. Cette valeur moyenne des micro-contraintes est appelée par le terme pseudo-macro-contraintes [34].

Pour la détermination des micros et pseudo contraintes, il faut définir un système composé d'une matrice homogène et d'un ensemble de précipités ou inclusions uniformément répartis dans la matrice. Si le système (matériau) est soumis à un champ de contraintes homogène sur sa surface (par exemple, un champ de contraintes généré par des procédés de grenailage), tous ses composants vont générer des déformations élastiques internes, ainsi que des interfaces qui dépendront directement de à partir de ses constantes élastiques ($E_{\{hkl\}}$ et $\nu_{\{hkl\}}$).

Eshelby [35] a démontré qu'une inclusion dans une matrice homogène et infinie subit une déformation inélastique ε_{ij}^* , même lorsque la matrice n'a pas été déformée, la déformation élastique de l'inclusion est homogène.

1.5.3.3. Profils de contraintes résiduelles après les processus de grenailage

La figure 1.16 montre l'aspect général des contraintes résiduelles générées dans un traitement de grenailage typique. Cet état de contraintes résiduelles de compression est très efficace pour la prévention d'une défaillance prématurée dans des conditions de charges cycliques, car les défaillances de fatigue se propagent généralement à partir de la surface du composant en raison de l'existence de contraintes de flexion ou de défauts de surface. Il est bien connu que

les fissures ne se développent que sous des efforts de traction. Au contraire, si les contraintes résiduelles existant à la surface d'une pièce sont de traction (ce qui peut survenir lors de l'utilisation de certains procédés de formage, d'usinage, de traitements de surface, etc.), celles-ci ont un impact négatif sur le processus de croissance des fissures ; fatigue ; durée de vie et peut réduire considérablement la durée de vie en fatigue du composant.

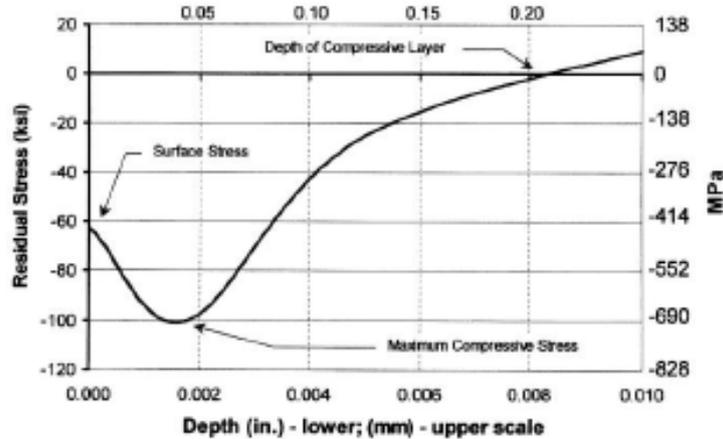


Fig.1. 16 Représentation graphique des contraintes résiduelles de compression d'un composant traité par grenailage

Dans la zone où sont générées des contraintes résiduelles, les variables les plus importantes affectant la durée de vie en fatigue sont la contrainte de compression maximale et la profondeur de la zone soumise à la compression. La contrainte de compression maximale est généralement située immédiatement à un point sous la surface, comme le montre la figure 1.16. Son ampleur dépend des caractéristiques du matériau traité et sa valeur est généralement proportionnelle à la limite élastique du matériau [36]. Pour décrire quantitativement la zone des contraintes résiduelles de compression, quatre caractéristiques doivent être définies: σ_s^{rc} ou contrainte résiduelle de compression sur la surface (MPa); σ_{max}^{rc} , valeur maximale de la contrainte résiduelle de compression (MPa), Z_{mc} , la distance de σ_{max}^{rc} par rapport à la surface (μm ou mm); Z_0 , définie comme la profondeur de la zone de contraintes résiduelles de compression (μm ou mm) [37].

Lors de l'application d'une charge externe sur une pièce sur laquelle un traitement de grenailage a été préalablement réalisé, la contrainte agissant sur celle-ci est la somme de la contrainte résiduelle et de la contrainte appliquée. La figure 1.17 montre que dans une barre soumise à une flexion en trois points, une contrainte est produite le long de l'épaisseur dont le maximum est à sa surface : la ligne en pointillé représente la contrainte générée par la flexion, la courbe en pointillés et les points représentent le résidu la contrainte générée dans le

processus de grenailage et la courbe continue est la somme des deux autres, ce qui correspond à la contrainte qui agit réellement en chaque point. Dans ce cas, il y a une diminution notable de la contrainte de traction agissant sur la surface inférieure de la barre.

Les contraintes de compression résiduelles constituent une barrière à la croissance des fissures de fatigue. Plus cette contrainte maximale est élevée et plus la zone de contraintes de compression est profonde, plus la protection sera efficace. La figure 1.16 indique également la profondeur typique de la région soumise à la compression dans les traitements de grenailage, qui est généralement comprise entre 0,15 et 0,4mm, selon le matériau et l'intensité du traitement.

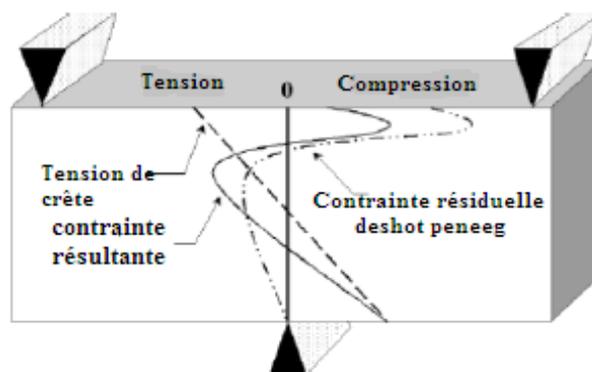


Fig.1. 17 Contrainte résultante sur une barre de grenailage en appliquant une charge externe de flexion

D'autre part, il existe différentes techniques de mesure des contraintes résiduelles. Celles-ci constituent un outil important dans l'ingénierie de conception des pièces et éléments de structure pour pouvoir garantir les meilleures conditions de service des composants. Les techniques de mesure des contraintes résiduelles utilisées peuvent être de trois types: destructives, semi-destructives et non destructives. Les méthodes non destructives comprennent la diffraction des rayons X et la diffraction des neutrons, ainsi que les méthodes magnétiques et l'utilisation des ultrasons. Ces techniques mesurent en fait différents paramètres liés à la contrainte résiduelle. Dans la section suivante, on expliquera la méthode de mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X, qui, en plus d'être la méthode la plus largement utilisée aujourd'hui, est également celle utilisée dans ce travail.

1.6. Diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X (XRD) est une technique d'analyse largement utilisée pour la caractérisation de matériaux afin d'en obtenir des informations à l'échelle atomique. La découverte de la diffraction des rayons X (en 1912 par Max von Laue) et son application à la

détermination et à la caractérisation des structures cristallines (en 1913, par WL Bragg et son père WH Bragg), a ensuite cédé la place à une multitude d'applications faciales à la détermination des structures d'alliages métalliques, de minéraux, de composés inorganiques, de polymères et de matières organiques. La diffraction des rayons X a été appliquée pour obtenir des informations structurales sur les composés cristallins et les propriétés des matériaux, telles que la taille des cristaux, la composition chimique et les contraintes du réseau cristallin [38]. Dans cette section, les aspects fondamentaux de la technique sont développés. Cela va de la définition des rayons X et de leur obtention à la description des principaux aspects de la diffraction des rayons X.

1.6.1. Les rayons X

Les rayons X sont des rayonnements électromagnétiques à haute énergie. Leur spectre d'énergie va de 200 eV à 1 MeV (avec des longueurs d'onde comprises entre 10 nm et 0,01 nm), ils limitent donc le spectre électromagnétique avec les rayons γ d'une part et avec les rayons ultraviolets, d'autre part. Surtout, il n'y a pas de limites bien définies entre les différentes régions du spectre électromagnétique, de sorte que les limites attribuées sont arbitraires. Par exemple, les rayons γ et les rayons X sont essentiellement identiques et la seule différence est que les rayons gamma ont une énergie plus élevée et des longueurs d'onde plus courtes que les rayons X, comme le montre la figure 1.18. Comme on le verra plus loin, les rayons X sont produits dans les échanges d'énergie entre les électrons qui composent les différentes couches d'un atome, tandis que les rayons gamma sont produits par les échanges d'énergie qui ont lieu dans le noyau de l'atome [38].

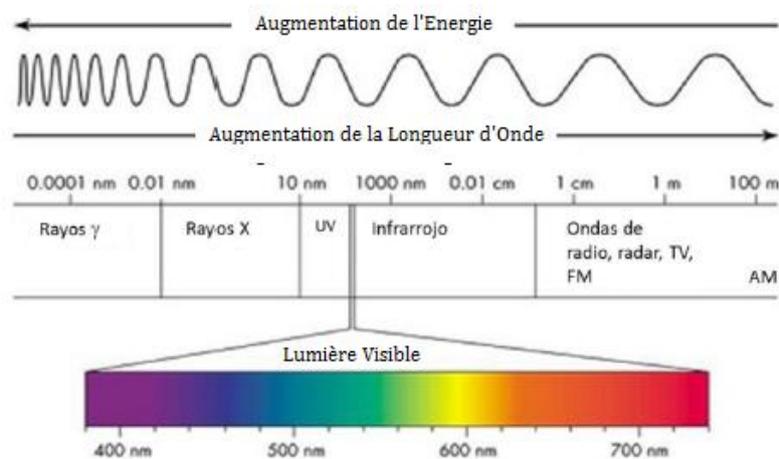


Fig.1. 18 Spectre électromagnétique

Pour la génération de rayons X, un tube composé de deux électrodes métalliques situées à l'intérieur d'une chambre à vide est utilisé. En faisant circuler un courant électrique à travers la cathode de tungstène, il se réchauffe jusqu'à ce qu'il commence à émettre des électrons. Les électrons libérés accélèrent sous une forte différence de potentiel (entre 20 et 50 kV) qui a été établie entre la cathode de tungstène et la plaque anodique, de sorte qu'ils impactent à grande vitesse contre l'anode métallique refroidie (voir Figure 1.19). En raison de la décélération soudaine subie par les électrons, environ 1 à 2% de leur énergie est convertie en rayonnement X, tandis que le reste (98 à 99%) est transformé en chaleur, d'où le refroidissement intense nécessaire au bon travail d'un tube à rayons X.

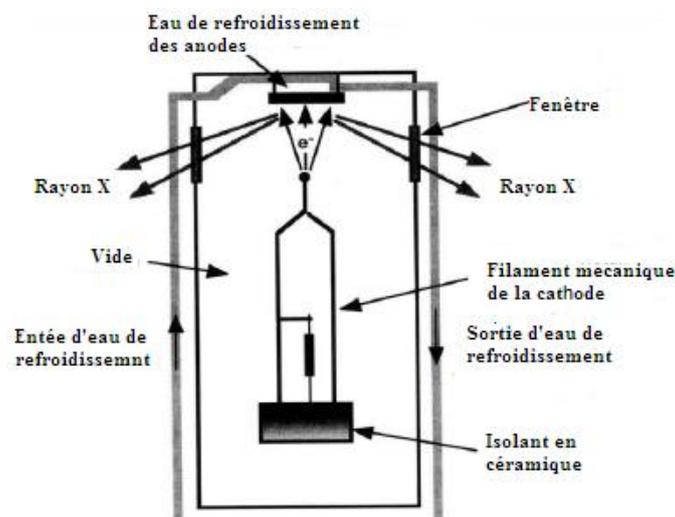


Fig.1. 19 Tube à rayons X

Lorsque l'énergie des électrons incidents est suffisamment élevée (entre 25-100kV), un spectre de rayons X est produit consistant en une distribution continue de rayonnement, également appelée rayonnement blanc, et un spectre de bandes qui chevauche le continuum. Le spectre continu est composé de plusieurs longueurs d'onde (figure 1.20 a) et c'est le résultat de la perte d'énergie successive des électrons produit des chocs successifs avec les atomes de l'anode [39]. En revanche, des raies caractéristiques correspondant à des longueurs d'onde spécifiques apparaissent dans le spectre de bande, qui ne dépendent que du matériau de l'anode (figure 1.20 b).

Le spectre de bande (Figure 1.20b) se produit lorsqu'un électron incident a suffisamment d'énergie pour déplacer un électron de la coque électronique la plus interne d'un atome d'anode. En raison des déplacements des électrons mentionnés ci-dessus, l'atome d'anode atteint un état excité en raison des trous électroniques créés dans sa structure en couches. Pour

maintenir la stabilité atomique, les électrons des couches externes migrent dans les trous créés dans les couches internes et en raison de la différence d'énergie entre les deux couches, un photon X est généré. L'énergie du photon est égale à la différence d'énergie entre ces deux coques électroniques caractéristiques de l'atome précité (figure 1.21). De cette manière, les raies ou bandes d'intensité appropriées sont générées dans le spectre K_α et K_β .

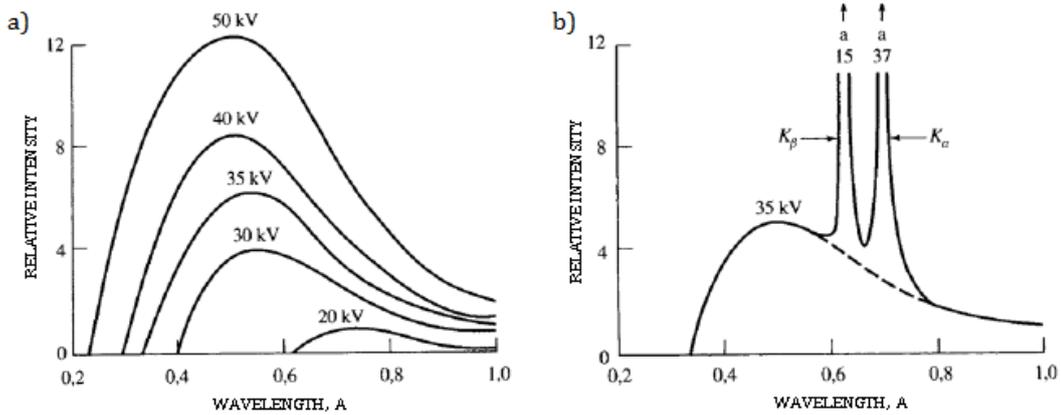


Fig.1. 20 Spectre de rayonnement X. a) Spectre de rayonnement continu. b) Spectre continu et bande

Si toute l'énergie de l'électron est convertie en rayonnement X du photon, l'énergie du rayon X est liée à l'excitation du potentiel (V) subie par l'électron.

$$E = \frac{h \cdot c}{\lambda} = e \cdot V \tag{Eq. 2.23}$$

Où h est la constante de proportionnalité ou constante de Planck, λ est la longueur d'onde et e , la charge de l'électron ($1,602 \times 10^{-19}$ C).

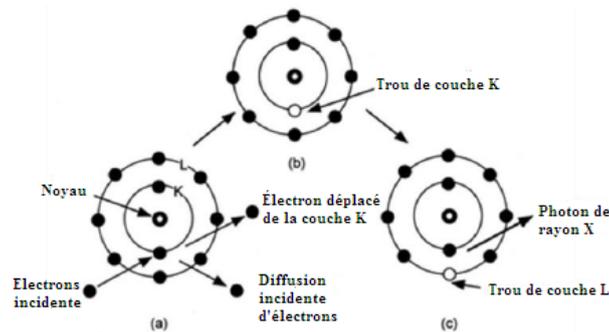


Fig.1. 21 Mécanisme de production de photons aux rayons X. Génération de spectre de bande

Dans le cas d'une anode en chrome, telle que celle utilisée dans ce travail, les caractéristiques de la ligne. Le chrome K_α ($\lambda = 0,2291$ nm) se forme lorsqu'un électron qui occupait la couche L de l'atome se déplace pour occuper l'espace généré dans sa couche K. De même, la ligne K_α est formée dans la transition de la couche M à la couche K et dans cet élément correspond

Techniques de diffraction des rayons X utilisées pour l'analyse des contraintes résiduelles devrait utiliser un rayonnement monochromatique, de longueur d'onde constante et normalement ils utilisent les lignes K_α , car ils sont toujours les plus forts. Pour éliminer le rayonnement K_α , utiliser des filtres spécifiques qui absorbent ce rayonnement tout en étant relativement transparent au rayonnement K_α , (par exemple, dans les applications où des filtres au chrome vanadium sont utilisés). De même, ces filtres éliminent toutes interférences pouvant être générées par des phénomènes de fluorescence. Une longueur d'onde, λ , de 0,2085nm.

1.6.2. Technique de diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X est l'un des phénomènes physiques qui se produisent lors de l'interaction un faisceau de rayons X, d'une certaine longueur d'onde, avec une substance cristalline. La technique consiste à irradier le matériau avec un faisceau de rayons X monochromatique. Dans ce processus, le rayonnement interagit avec les nuages électroniques d'atomes. Chaque plan d'atomes produit une onde diffractée qui interfèrent les unes avec les autres. Seulement lorsque l'ingérence citée est constructive, une onde diffractée d'une certaine intensité est collectée. La quantité de l'interférence dépend de la position des atomes dans les plans de Bragg [38].

Sur la figure 1.22, le phénomène de diffraction est schématisé. La cellule unitaire est définie en deux dimensions par les vecteurs "a" et "b" et un ensemble de plans d'indices hkl qui représentent leur orientation sur un axe de coordonnées. Les avions atomiques ont une distance de séparation (distance inter-planaire) "d". En irradiant l'échantillon avec un faisceau de Rayons X de longueur d'onde λ , l'énergie interagit avec les atomes et la diffraction a lieu. La diffraction ne se produira que si les ondes du rayonnement diffracté interfèrent de manière constructive, c'est-à-dire lorsque la phase de l'onde est supérieure à 360° .

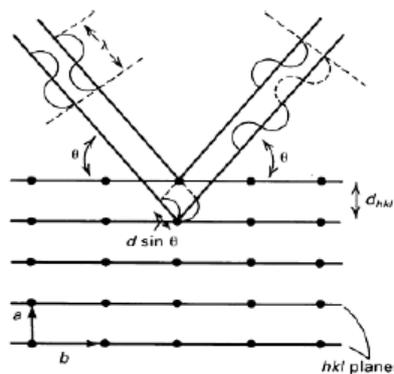


Fig.1. 22Schéma de diffraction de Bragg

Cette condition de diffraction est la base de la loi de Bragg (équation 2.24), illustrée ci-dessous:

$$n\lambda = 2d \sin\theta \quad \text{Eq. 1.24}$$

Où:

n : est un entier qui indique l'ordre de diffraction

d : la longueur d'onde

λ : la vitesse du projectile

θ : l'angle de diffraction

Dans ces autres orientations dans lesquelles la loi de Bragg n'est pas satisfaite, les ondes diffusées, seront déphasés, des interférences destructives se produiront et donc l'intensité diffractée sera nulle.

L'analyse des données de diffraction pour la plupart des structures cristallines est complexe et cela dépend des caractéristiques des cellules. Il y a sept systèmes cristallins, qui ont été organisé selon la symétrie fournie par une maille élémentaire. De chaque système cristallin on obtient des équations qui relient différents paramètres du réseau, les distances inter-planes avec les directions des plans cristallographiques. Les tableaux 1.2 et 1.3 résument les réseaux de Bravais, ses paramètres et ses relations entre géométries et distances inter-plans.

Tableau 1. 2 Classification et caractéristiques des réseaux Bravais

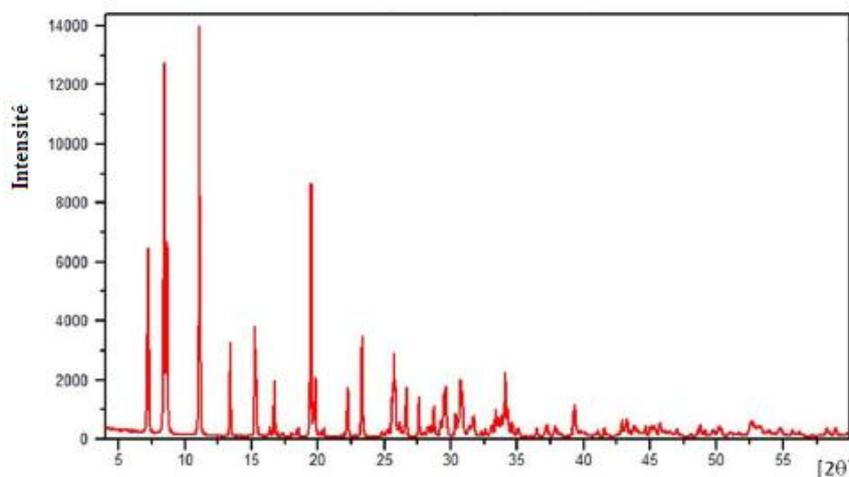
Systeme	N° de réseau de Bravais	Paramètre de réseau	Angles inter-axiaux
Cubique	3 (simple, centré, à face centré)	$a_1 = a_2 = a_3$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Rhomboédrique	1 simple	$a_1 = a_2 = a_3$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$
Hexagonal	1 simple	$a_1 = a_2 \neq a_3$	$\beta = \gamma = 90^\circ$ $\alpha = 120^\circ$
Tétragone	2 (simple, centré)	$a_1 = a_2 \neq a_3$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$

Tableau 1. 3 Équations reliant les distances inter-planaires aux paramètres de réseau et aux indices de Miller

Système	Distance inter-planaire
Cubique	$\frac{1}{d^2} = \frac{a^2 + k^2 + l^2}{a^2}$
Rhomboédrique	$\frac{1}{d^2} = \frac{(a^2 + k^2 + l^2)\sin^2\alpha + 2(hk + kl + hl)(\cos^2\alpha - \cos\alpha)}{a^2(1 - 3\cos^2\alpha + 2\cos^3\alpha)}$
Hexagonal	$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} \right) + \frac{l^2}{c^2}$
Tétragone	$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2}$
orthorhombique	$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a_1^2} + \frac{k^2}{a_2^2} + \frac{l^2}{a_3^2}$
Monoclinique	$\frac{1}{d^2} = \frac{1}{\sin^2\beta} \left(\frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2 \sin^2\beta}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} - \frac{2hl \cos\beta}{ac} \right)$
Triclinique	$\frac{1}{d^2} = \frac{1}{V^2} (S_{11}h^2 + S_{22}k^2 + S_{33}l^2 + 2S_{12}hk + 2S_{23}kl + 2S_{13}hl)$

Lorsque le faisceau de rayons X tombe sur la surface de l'échantillon, il est diffracté par les différents plans cristallographiques avec des intensités et des angles caractéristiques. Dans le cas de alliages, dans lesquels il y a présence de plusieurs composants, de multiples diffractions seront générées, équivalent au nombre de constituants du matériau. Cela signifie que chaque phase, élément ou constituant, présentera un pic de diffraction d'intensité caractéristique à son angle respectif 2θ , équivalent au plan $\{hkl\}$ qui diffracte le faisceau avec une plus grande intensité.

Sur la figure 1.23, un diffractogramme de n'importe quel matériau cristallin est montré. Chaque pic représente l'intensité la plus élevée d'énergie diffractée pour chaque plan cristallographique à un angle 2θ cela correspond à un certain plan cristallographique.

**Fig.1. 23** Diffractogramme

La diffraction des rayons X est une technique qui peut être appliquée à divers domaines. Parmi eux, évaluer la distorsion subie dans le réseau cristallin d'un matériau. Cette application repose sur la détermination des contraintes résiduelles du matériau produit des déformations qui sont générées à la fois dans la matrice et dans les micro-constituants du matériau et qui sont associées à leurs paramètres cristallins respectifs et propriétés élastiques. La détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X est considérée comme une technique non destructive.

La présence d'une contrainte résiduelle ou appliquée produit deux effets sur le signal de diffraction [40]:

- S'il s'agit d'une contrainte, compression ou tension uniforme, la distance inter-planaire d sera plus petite ou plus grande que dans le cas du même plan sans tension, ce qui entraînera un décalage de la position de l'angle de diffraction (2θ).
- S'il y a des micro-contraintes non uniformes dues par exemple à un écrouissage plastique, la position du pic de diffraction va légèrement osciller par rapport à sa position normale, ce qui se traduit par un élargissement du pic de diffraction.

Dérivation des résultats de la loi de Bragg :

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = -\cotang\theta \cdot \Delta\theta \quad \text{Eq. 1.25}$$

Afin d'obtenir la plus grande précision possible dans la mesure des déplacements, d , que nous utiliserons pour calculer les contraintes résiduelles, il convient d'utiliser des angles de diffraction 2θ aussi grands que possible (proche de 180°) [41]. Il est recommandé d'utiliser toujours 2° angles supérieurs à 130° et jamais inférieurs à 125° .

Par contre, la mesure à partir de la diffraction des rayons X permet vraiment de calculer la déformation élastique qui agit en conséquence sur le plan de diffraction (hkl) de la contrainte résiduelle existante, en considérant la variation du paramètre du réseau cristallin par rapport au paramètre non déformé ($\varepsilon = \Delta d/d$) et pour calculer la contrainte il faut connaître les constantes élastiques correspondantes (module d'élasticité, E et coefficient de Poisson ν , considérant que le matériau est isotrope). Afin d'avoir une bonne précision dans le calcul des contraintes résiduelles, les constantes élastiques globales ne doivent pas être utilisées mais les constantes élastiques correspondant au plan de diffraction (hkl), car elles diffèrent sensiblement d'un plan à un autre [42].

En revanche, la mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X est confinée à la surface de l'échantillon, puisque la pénétration du rayonnement X dans les matériaux métalliques n'est que de quelques micromètres. Pour mesurer les contraintes résiduelles en profondeur, la technique d'électro-polissage doit être utilisée pour exposer de nouvelles zones de mesure sans que l'enlèvement de matière ne modifie de manière significative l'état de contrainte résiduelle existant.

1.7. Fatigue

Les défaillances de fatigue sont particulièrement dangereuses car elles se produisent sans aucune indication avant de permettre de se prémunir contre eux, entraînant également une fracture d'aspect cassant, dans laquelle aucune déformation notable n'est observée. La surface de fracture est généralement macroscopiquement normale à l'axe de la contrainte de traction principale imposée. Les fissures de fatigue peuvent généralement être reconnues par l'apparence de la surface de fracture, qui montre une région lisse, qui correspond à la région de croissance stable de la fissure à travers la section résistante, et une deuxième région rugueuse, qui correspond à la rupture soudaine qui prend lieu lorsque la section résistante a diminué de manière à ne plus pouvoir supporter la charge appliquée.

Il est fréquent que la progression de la fissure de fatigue soit indiquée par une série de marques annulaires concentriques, à partir du point d'initiation de la rupture, qui ressemblent au front des vagues vers l'intérieur d'une plage et donc sa dénomination de "plage marques". La rupture par fatigue commence généralement à un point où il y a une concentration de contrainte, telle qu'un coin pointu, une entaille ou un changement de section, ou à une concentration de contrainte métallurgique, comme cela peut se produire avec la présence d'une phase ou d'un précipité d'une dureté différente de celle de la phase matricielle. Dans la région de concentration, la contrainte locale agissant est amplifiée par un facteur supérieur à un, appelé facteur de concentration de contraintes.

Pour qu'une rupture de fatigue se produise, trois conditions fondamentales doivent être remplies:

- Une contrainte locale supérieure à la limite élastique du matériau. En vertu de la concentration de contraintes, ceci peut être obtenu même lorsqu'une contrainte inférieure à la limite élastique est appliquée.
- Une variation ou une fluctuation de la contrainte appliquée, $\Delta\sigma$ (notion de fatigue).

- Un nombre de cycles suffisant.

De plus, il existe de nombreuses autres variables qui tendent à modifier le comportement en fatigue, en accélérant ou au contraire en décélérant le processus, comme la contrainte moyenne, les concentrations de contraintes, la corrosion, la température, la structure métallurgique du matériau, l'existence de contraintes, résidus, etc.

1.7.1. Aspects structurels de la fatigue

Seule une petite partie des efforts consacrés à la recherche sur la fatigue a été consacrée à l'étude des changements structurels fondamentaux qui se produisent dans un métal.

Soumises à des contraintes cycliques, ces modifications sont désormais bien connues. Dans le travail pionnier de Gough [43], il avait été montré qu'un métal se déforme plastiquement dans des conditions cycliques grâce au glissement sur les mêmes plans et directions cristallographiques que lorsque des charges sont appliquées dans des conditions statiques.

De cette manière, au cours des premiers milliers de cycles de charge, les lignes de glissement se forment. De plus, dans de nombreux métaux, le glissement atteint rapidement une valeur de saturation, qui se manifeste par des régions déformées en raison du fort glissement et c'est dans ces régions que commencent les fissures, qui se propagent plus tard le long des plans de glissement eux-mêmes pour passer pour ensuite prendre directions normales à la contrainte de traction maximale appliquée.

C'est dans ce dernier sens qu'ils grandissent progressivement jusqu'à atteindre une valeur critique, pour laquelle se produit la rupture finale du composant. Le processus de formation de fissures de fatigue sous des contraintes maximales appliquées en dessous de la limite élastique est généralement divisé en trois étapes:

- Première étape: une déformation plastique locale se produit et le métal durcit ou se ramollit sous une charge cyclique, jusqu'à ce qu'il se stabilise. En fonction de la tension appliquée et du type de matériau, cette première étape dure entre 10³ et 10⁴ cycles.
- Deuxième étape: couvre normalement la majeure partie de la durée de vie en fatigue. Elle s'étend du moment où la stabilité microstructurale a été obtenue sous chargement cyclique au moment de la formation d'une fissure visible. C'est la phase d'initiation de la fissure de fatigue.

- Troisième étape: c'est la propagation de la fissure, jusqu'à ce qu'elle atteigne une taille suffisamment grande pour provoquer la rupture du composant par surcharge.

Dans le cas des alliages métalliques, la majeure partie de la durée de vie des composants est généralement consommée au stade de nucléation de la fissure de fatigue, mais néanmoins, aujourd'hui, il existe déjà beaucoup de preuves qu'une fissure de fatigue se forme avant Après 10% de la durée de vie totale en fatigue, ce qui se passe, c'est que la fissure n'est pas facile à détecter, et en fait son existence n'est perçue que plusieurs cycles plus tard [44].

L'étude de la croissance due à la fatigue des petites fissures « fissures courtes » est un sujet d'actualité d'une importance singulière à une meilleure compréhension du comportement en fatigue des matériaux.

1.7.2. Facteurs influençant le comportement en fatigue des alliages métalliques

Les facteurs qui ont une influence plus significative sur le comportement en fatigue des alliages métalliques sont les suivants:

- Type et nature de la charge appliquée
- Taille du composant et répartition des contraintes le long de sa section
- Finition de surface du matériau ou du composant
- Concentrations de contraintes
- Tension moyenne
- Effets sur l'environnement

Pour évaluer le comportement en fatigue d'un matériau, la courbe S-N (amplitude de la contrainte appliquée en fonction du nombre de cycles jusqu'à la rupture) représentant sa résistance intrinsèque à la fatigue est généralement déterminée expérimentalement. Pour cela, des tests sont effectués normalisés sur des spécimens apparemment identiques, dotés d'une finition spéculaire à une certaine température ou dans toute autre condition environnementale d'intérêt. Les courbes S-N sont normalement déterminées pour une contrainte moyenne égale à zéro ($R = \sigma_{min} / \sigma_{max} = -1$). Cependant, cette courbe de fatigue «idéale» ne peut pas être appliquée directement pour prédire le comportement en fatigue d'un composant réel, mais doit être modifiée pour prendre en compte. Il compte les facteurs qui influencent considérablement le comportement du composant.

La résistance à la fatigue pour une amplitude de contrainte donnée et la limite de fatigue d'un composant soumise à des charges cycliques peut être exprimée à partir de l'équation suivante:

$$S'_a = S_a C_s C_L K_s \dots \quad Eq. 1.26$$

Où S'_a est la résistance à la fatigue modifiée, S_a est la résistance à la fatigue intrinsèque ou idéale du matériau à une température donnée, et C_s , C_L et K sont des facteurs qui prennent en compte la taille des pièces, l'influence de l'état de surface, la rugosité et tout autre facteur de réduction de la résistance à la fatigue [45].

Cette approche ne prend pas en compte le cas de composants soumis à des charges dynamiques combinées ou lorsque la charge appliquée n'est pas d'amplitude constante.

1.7.2.1. Effet du type et de la nature de la charge

Le comportement en fatigue d'un élément est influencé par le type de charge auquel il est soumis. La résistance à la fatigue sera différente pour les contraintes de cisaillement et pour les contraintes normales.

De la même manière, il y aura des différences entre les charges axiales et de flexion. Bien que la limite de fatigue soit généralement déterminée par des essais de flexion rotative, de plus en plus d'essais sous charge axiale, il est donc nécessaire de connaître la relation qui existe entre l'un et l'autre test. En pratique, trois types fondamentaux de charge sont connus: la flexion, la torsion et la charge axiale.

Pour l'étude de la durée de vie en fatigue des composants, certains auteurs ont suggéré de considérer le type de charge à travers un facteur de correction C_L , qui prend une valeur égale à l'unité en le boîtier de cintrage rotatif. Dans le cas d'une charge axiale, toute la section du composant supporte la même charge appliquée, tandis qu'en flexion en rotation la charge varie le long de son diamètre et seule la surface supporte la charge maximale, de sorte que la résistance à la fatigue sous charge axiale est toujours inférieure à celle mesurée lors d'essais de flexion en rotation. D'autre part, sous des charges de torsions répétées et dans le cas des matériaux ductiles, le critère de rupture est basé sur les contraintes de cisaillement et la résistance à la fatigue est également plus faible que dans le cas de la flexion rotative [45].

Le tableau 2.4 montre la valeur prise par le facteur de correction C_L pour chaque type de charge appliquée.

Tableau 1. 4 Facteurs de correction C_L , pour chaque type de charge appliquée

Type de charge	Facteur de charge C_L
Flexion	1
Axiale	0.85
Torsion	0.58

1.7.2.2. Effet de taille de composant

Sous des charges de flexion et de torsion, la répartition de ces charges n'est pas uniforme sur le diamètre des pièces et c'est la raison du facteur de réduction de la durée de vie en fatigue basé sur la taille du composant.

Un exemple pratique pour expliquer ce qui précède est de comparer deux tronçons de diamètres différents, du même matériau, avant la même tension appliquée. En raison de la taille de chaque section, la zone de surface soumise aux plus fortes contraintes sera moindre dans le cas de la pièce de plus petit diamètre ou, comme représenté sur la figure 1.24, la contrainte moyenne à une profondeur donnée, δ , sera plus grand dans le cas de la pièce de plus grand diamètre. Cet effet est quantifié dans le facteur de taille (C_s), qui en flexion et en torsion a une valeur de 0,85 (pour des diamètres supérieurs à 13 mm), égal à l'unité pour les charges axiales.

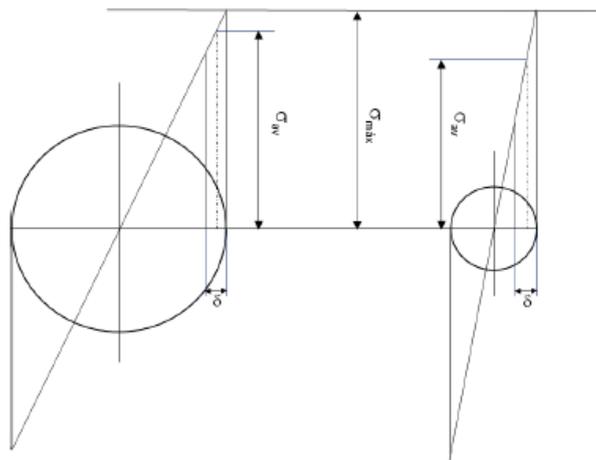


Fig.1. 24 Représentation de l'effet de la taille et de la distribution des contraintes sous les charges de flexion

1.7.2.3. Effet de la finition de surface

Depuis le début des recherches sur le phénomène de fatigue, il est devenu évident que les différentes finitions de surface obtenues par les différentes procédures de fabrication et d'usinage, affectent sensiblement la durée de vie du composant sous des charges cycliques [46].

L'effet des procédés de fabrication et d'usinage sur la zone de surface des composants est très varié, car ils modifient leur rugosité et peuvent également orienter leur microstructure, durcir ou adoucir la zone la plus superficielle et introduire des contraintes résiduelles de traction ou de compression [45]. Tous ces effets dépendent des paramètres spécifiques du processus appliqué et du matériau sur lequel il est exécuté.

En pratique, un composant réel de toute machine ou structure a une finition de surface différente de celle des éprouvettes standard utilisées dans la caractérisation de fatigue (éprouvettes avec une finition polie spéculaire), ce qui a un effet réducteur sur la limite de fatigue [47]. Étant donné que l'origine de la fissure de fatigue se produit normalement sur la surface (en particulier sous des charges de flexion), l'état de surface des composants est d'une importance particulière dans les processus de conception sous charges cycliques. La manière d'introduire l'effet de la finition de surface est au moyen du facteur K_s .

Le facteur de surface, K_s , est un facteur qui prend en compte l'effet de la finition de surface sur la résistance d'un matériau au chargement cyclique et varie de 0 à 1. Dans le cas d'éprouvettes parfaitement polies, avec des surfaces spéculaires, $K_s = 1$, il s'agit de l'état de surface des éprouvettes normalisées pour déterminer la limite de fatigue des matériaux. La figure 1.26 montre la variation du facteur de surface avec la rugosité de l'élément. D'autre part, la figure 1.25 montre les valeurs que prend ce coefficient dans les produits obtenus à l'aide de procédés de fabrication industriels normaux, sa réduction des produits affectés par la corrosion et il est également apprécié que ce facteur diminue avec la résistance à la traction ou la dureté de l'acier.

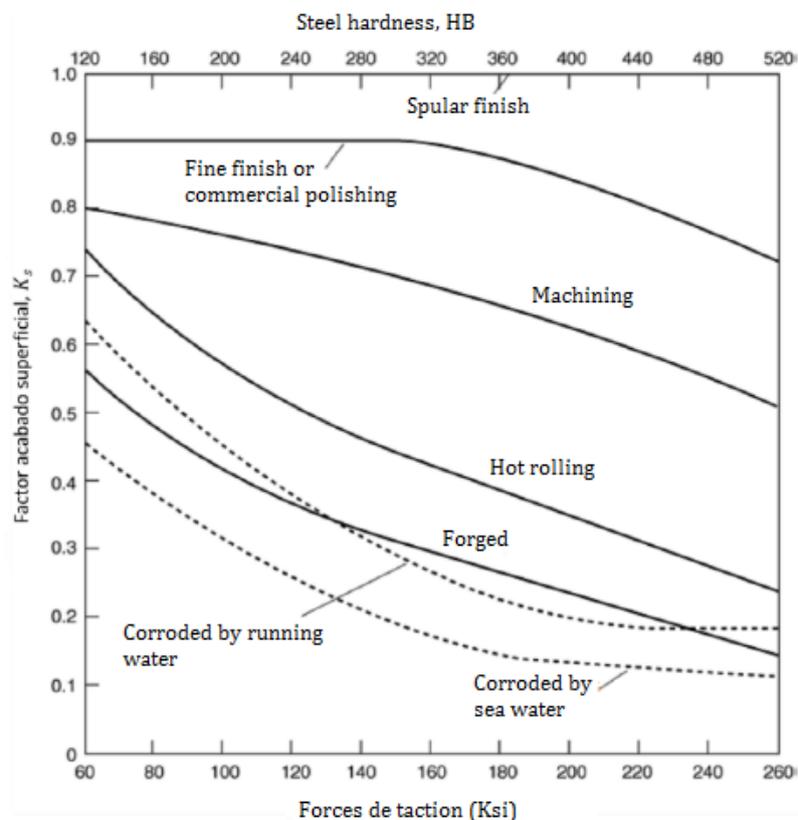


Fig.1. 25 Evolution du facteur de surface, K_s , avec la résistance à la traction des pièces en acier obtenues utilisant différents procédés de fabrication [47]

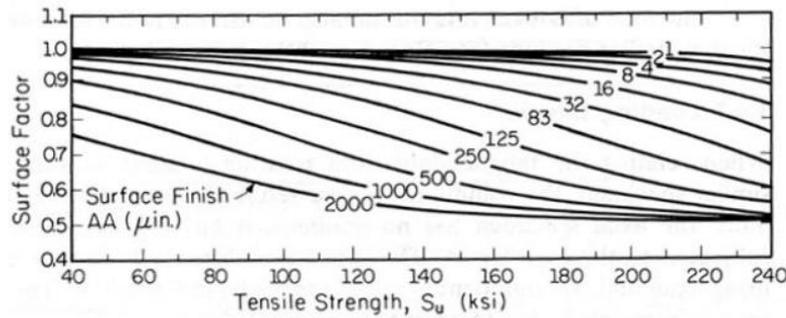


Fig.1. 26 Variation du facteur de surface, K_s , en fonction de la résistance à la traction et de la rugosité

Un moyen largement utilisé dans la pratique pour améliorer le comportement à la fatigue des composants industriels consiste à appliquer des traitements de surface. Les traitements de la carburation, la nitruration, le durcissement de surface par induction, etc., fournissent un durcissement de surface qui rend difficile, en même temps, l'initiation de fissures de fatigue temps qui génèrent des états de contraintes de compression résiduelles sur les surfaces des pièces, très favorables pour réduire voire supprimer la croissance de fissures dans le premier stade de fatigue. Au contraire, d'autres traitements comme le nickelage ou le chromage, induisent des contraintes de traction résiduelles, défavorables du point de vue de la réponse en fatigue.

1.7.2.4. Effet de concentration de contraintes :

Toute irrégularité de surface ou géométrique (changement de section, rayon d'accord, etc.) donne lieu à une concentration de contraintes, de sorte que la contrainte locale agissant dans cette région est supérieure à la contrainte nominale appliquée à l'extérieur. Ainsi, le facteur de concentration des contraintes pour les charges statiques en régime élastique est défini à partir de ce qui suit l'équation :

$$K_t = \frac{\text{tension localisée maximale dans la région du concentration}}{\text{contrainte nominale appliquée}} \quad \text{Eq. 1.27}$$

Aujourd'hui, les facteurs de concentration des contraintes associés aux géométries les plus courantes en ingénierie (changements de section, trous, encoches, etc.) sont connus.

Lorsqu'une charge fluctuante agit sur un composant qui a une concentration de contraintes, comme l'amplitude de la contrainte qui s'y trouve est supérieure à l'amplitude de la contrainte appliquée, la durée de vie en fatigue du composant est considérablement réduite. Pour déterminer la réduction de la durée de vie en fatigue due à la présence de toute concentration de contraintes, on utilise le facteur de réduction de la résistance à la fatigue (K_f), qui est défini comme :

$$K_f = \frac{\text{résistance à la fatigue du composant non entaillé}}{\text{résistance à la fatigue des composants entaillés}} \quad \text{Eq. 1.28}$$

Une expérimentation approfondie avec des échantillons entaillés a permis de déterminer que le facteur K_f dépend fortement à la fois de concentration et du matériau, car certains matériaux sont beaucoup plus sensibles à la présence d'entailles que d'autres.

A cet égard, l'indice de sensibilité à l'entaille, q , est un coefficient dont la valeur représente la sensibilité du matériau à la présence de concentrations de contraintes. L'indice de sensibilité de l'entaille a été mathématiquement défini comme:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad \text{Eq. 1.29}$$

Autrement dit, q varie de 0 (K_f est égal à 1), auquel cas l'entaille n'a aucune influence sur la durée de vie en fatigue du matériau, à 1 ($K_f = K_t$), lorsque le matériau y est pleinement sensible, donc que le facteur de concentration de la fatigue est le même que le facteur de concentration statique.

1.7.2.5. Effet de la contrainte moyenne

La plupart des données de fatigue sont obtenues en utilisant une contrainte moyenne égale à zéro ($R = -1$). En tout cas, on sait aujourd'hui que, bien que dans une moindre mesure que la tension en alternance, la valeur de la contrainte moyenne du cycle, $\sigma_m = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2$, influe également sur la durée de vie en fatigue.

Depuis plus d'un siècle, différentes expressions ont été proposées afin de quantifier l'effet de la contrainte moyenne, comme le Goodman ou Gerber, dans lequel la contrainte alternée $\sigma_a = \Delta\sigma/2$ obtenue pour une contrainte moyenne est liée, σ_m , avec celle qui offrirait la même durée de vie en fatigue sous une contrainte moyenne égale à zéro, σ_a^0 .

Ainsi, par exemple, les propositions de Goodman et Gerber répondent respectivement aux expressions:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_a^0} + \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right) = 1 ; \quad \frac{\sigma_a}{\sigma_a^0} + \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right)^2 = 1 \quad \text{Eq. 1.30}$$

Où, σ_y est la résistance à la traction du matériau.

On comprend alors clairement qu'à mesure que la contrainte moyenne augmente, la contrainte alternative doit être réduite pour atteindre le même nombre de cycles.

C **HAPITRE 02**

Méthodologie et Techniques Expérimentales

2.1. Caractérisation du Matériau

2.1.1. Matériau utilisé

Cette étude a été réalisée sur des barres de 16mm de diamètre en acier 36NiCrMo16 (35NCD16). Le fournisseur a indiqué que le matériau a subi un traitement thermique de trempe et revenu. Le procédé d'austénitisation pour trempe a été réalisé à une température de 850°C, pendant 45 minutes, suivi d'un refroidissement dans l'eau. Par la suite, il a été soumis à un traitement de recuit à 590°C pendant 150 minutes et finalement les pièces ont été refroidies à l'air.

Ci-dessous dans les tableaux 2.1 et 2.2, les données sur la composition chimique et les propriétés mécaniques de l'acier (résistance à la traction, allongement, striction, résistance aux chocs et dureté) sont présentées.

Tableau 2. 1 Composition chimique de l'acier 35NCD16 (en %)

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	S
0.32-0.39	0.5-0.8	0.10-0.40	3.60-4.10	1.60-2.0	0.25-0.45	0.025

Tableau 2. 2 Propriétés mécaniques de l'acier 35NCD16

Material	V test (mm/min)	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_r (MPa)	e [%]	RA [%]
35NCD16	3	185	486	622	27.6	70

Malgré les spécifications du fabricant, des tests de dureté et de traction du matériau utilisé, ont été effectués, ainsi qu'une analyse métallographique pour évaluer sa microstructure.

2.1.2. Essais mécaniques conventionnels

L'acier 35NCD16 a été évalué par des tests mécaniques conventionnels. Des tests de traction et de dureté ont été réalisés afin de confirmer les valeurs fournies par le fournisseur.

Les essais de traction ont été réalisés dans une machine d'essai universelle MTS équipée d'une cellule de charge de 100 kN et à une vitesse de 3mm/min. Un extensomètre de marque MTS a été utilisé avec une base de mesure de longueur inférieure de 20mm. Deux tests ont été réalisés sur des échantillons standardisés. La figure 2.1 illustre la géométrie et dimensions de l'éprouvette de traction; les mesures sont exprimées en millimètres.

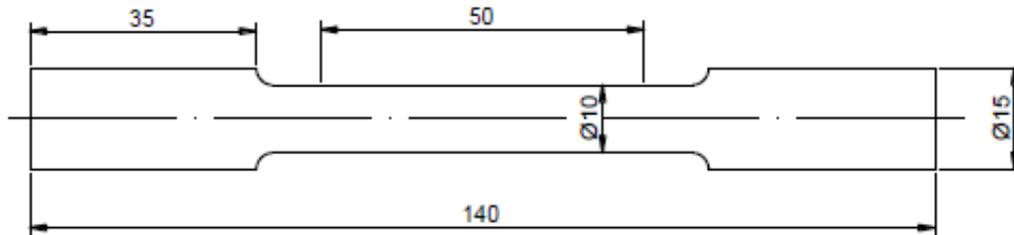


Fig.2. 1 Eprouvette standard pour essais de traction uni-axiale

A partir des tests, le graphe contrainte-déformation a été établi pour obtenir les paramètres caractéristiques du matériau (module et limite élastique, charge de rupture, constantes plastiques, allongement et rétrécissement).

Les essais de dureté ont été réalisés pour déterminer les duretés Rockwell C et Vickers. Pour cela, des éprouvettes cylindriques ont été utilisées, obtenues à partir de sections transversales des barres d'acier 35NCD16, d'un diamètre de 16 mm et d'une épaisseur variable entre 5 et 7 mm.

La surface plane de chaque échantillon a été soumise à un processus de dégrossissage (en utilisant des papiers abrasifs SiC) et ensuite polie, en utilisant une pâte de diamant de 6 µm. Par la suite, les déterminations de dureté ont été effectuées. Pour les duretés Rockwell C, une charge de 150 kgf a été utilisée et pour la dureté Vickers une charge de 31,25 kgf a été appliquée. En utilisant un microduromètre de marque BUEHLER, modèle Micromet (série 2100), la micro-dureté du matériau a été déterminée, en utilisant une charge de 0,2kgf.

2.1.3. Analyse métallographique

Étant donné que l'acier 35NCD16 est un acier de construction et que les spécifications du fournisseur indiquaient qu'il avait subi un traitement de trempe et de revenu, la microstructure de l'acier a été révélée. Pour cela, des éprouvettes similaires aux éprouvettes utilisées pour les essais de dureté et plus tard pour les traitements de grenailage ont été utilisées. Tranches de 16 mm de diamètre et entre 5 et 7 mm d'épaisseur, ils ont été rendus rugueux et polis. Du papier abrasif au carbure de silicium (SiC) de différentes tailles de particules (grains 240, 360, 400, 600 et 1200) a été utilisé dans le procédé. Par la suite, les pièces ont été polies avec une

pâte diamantée de 3 et 1 μm , jusqu'à ce qu'une surface parfaitement spéculaire soit obtenue et la surface polie a été lavée et dégraissée. En raison de la composition chimique du matériau et des spécifications du fabricant, il était prévu d'observer une microstructure de martensite trempée. L'échantillon a été attaqué avec 2% de Nital, sous agitation pendant quelques secondes. Ensuite, les restes de réactif ont été éliminés avec de l'eau, le tube à essai a été séché à l'aide d'heptane et la microstructure du matériau a été observée au microscope optique.

2.2. Processus de Shot-Peening

2.2.1. Machine de grenailage

Les traitements de surface de grenailage ont été réalisés dans une machine de projection pneumatique à pression directe (figure 2.2). Le fonctionnement est basé sur des différences de pression dans un circuit partiellement fermé (systèmes de recirculation et d'évacuation) et qui est relié à une alimentation en air comprimé.

Le système peut être divisé en trois parties: système de circulation d'air, zone de travail et système de dépoussiérage ou de filtrage. La machine se compose d'une cabine modèle GUYSON Euroblast 4 PF, d'un réservoir de type G27, d'un cyclone motorisé de type 75/16 et d'un dépoussiéreur DC400.



Fig.2. 2 Machine de grenailage

Le système de circulation d'air forme le lien entre la zone de travail et la récolte. Le réservoir de particules est connecté au réseau d'air comprimé; le compartiment est pressurisé par l'action d'une pédale située dans la partie inférieure de la cabine. Au moyen d'un moteur électrique, un rotor est entraîné, situé sur le système de filtrage, qui produit un flux d'air à

travers le circuit. A la sortie (dans le collecteur) la pression est inférieure à la pression interne du système, ce qui constitue le principe du mouvement du fluide et de l'entraînement des particules. À son tour, le réservoir est également connecté à la cabine. Pour effectuer les traitements de grenailage, on appuie sur une pédale (partie inférieure de la zone de travail) qui fait office de valve. On obtient ainsi que la pression dans la zone de travail soit légèrement inférieure à celle du réservoir afin de favoriser l'écoulement des particules.

Lors des traitements, les projectiles utilisés et leurs restes traversent une grille en partie basse de la cabine et sont aspirés dans une trémie. Les particules continuent leur voyage, transportées par le fluide (air), vers un cyclone situé dans le système de collecte. Le cyclone est l'instrument utilisé pour séparer les particules utiles (celles qui conservent la forme et la taille désirées) et les déchets (poudres, projectiles cassés, etc.). Dans celui-ci, les projectiles sont classés par taille, ceux qui ont considérablement diminué leur diamètre sont entraînés par le flux d'air et expulsés par la sortie supérieure vers le collecteur, tandis que les projectiles qui conservent leurs dimensions sont véhiculés vers le réservoir. Dans le collecteur, les fines particules sont filtrées et les plus grosses sont déposées dans le " tiroir de dépoussiérage" [15].

Ci-dessous un schéma simplifié du fonctionnement de la grenailleuse utilisée est illustré dans la figure 2.3, où le trajet des billes est représenté par flèches bleues et rouges (bleues : projectiles en bon état; rouges : projectiles endommagés).

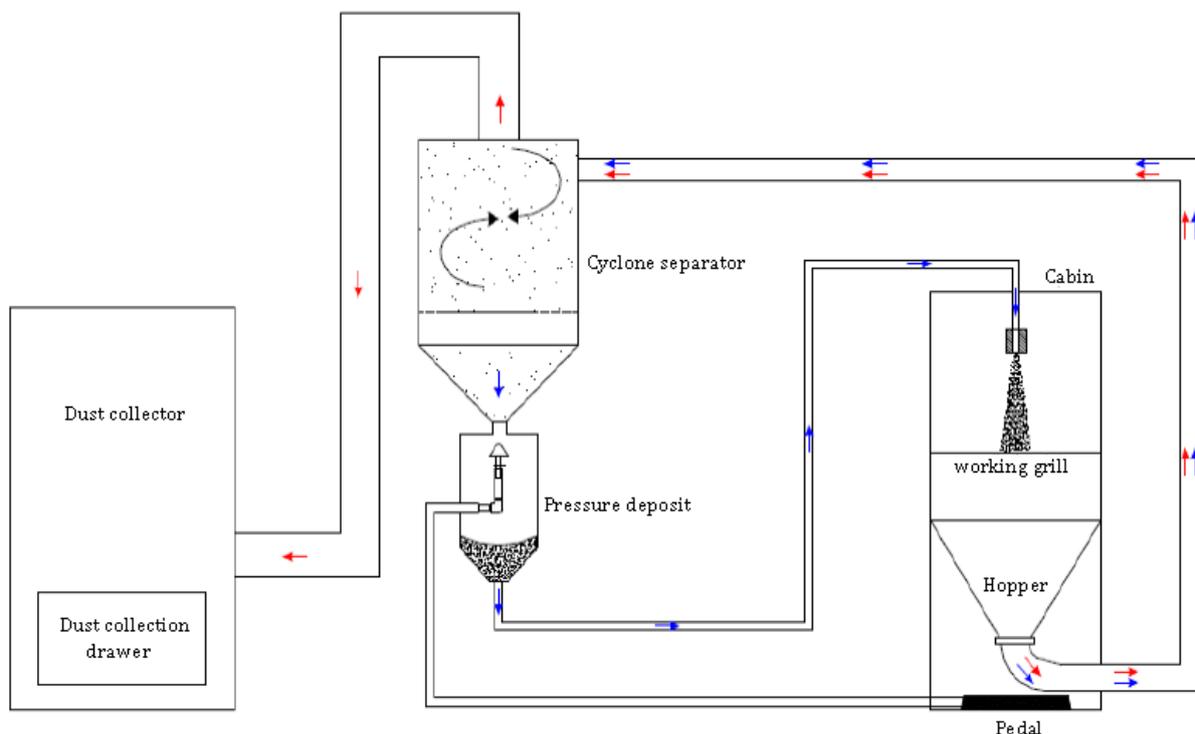


Fig.2. 3 Schéma de fonctionnement de la machine de grenailage [4]

Comme il s'agit d'une machine pneumatique, il est important que le flux d'air à travers le système soit correctement configuré. Cela devrait suffire à créer une perte de charge à l'intérieur du cockpit lors du grenailage capable d'augmenter la vitesse des projectiles dans la portée souhaitée et de générer la traînée de particules (projectiles et résidus) vers la trémie et le cyclone. De cette manière, la poussière générée dans le processus est empêchée de s'échapper.

2.2.2. Spécifications du projectile

Lors de la mise en œuvre des procédés de grenailage, des projectiles sous forme de billes métalliques ont été utilisés. Parmi les projectiles disponibles sur le marché, nous avons travaillé avec ceux fabriqués à partir de fil coupé et façonné. Selon le cahier des charges, ce projectile est désigné par l'acronyme CW (Cut Wire) [48]. Pour obtenir différentes intensités Almen, nous avons travaillé avec projectiles de différents diamètres, de 0,3 à 0,7 mm. Les projectiles sont en acier à haute teneur en carbone (0,75-0,77% C), non allié, avec des formes approximativement sphériques (Figure 2.4) et avec une micro-dureté entre 640 et 730 HV. D'autre part, des procédés de grenailage ont également été réalisés à l'aide de billes de verre (AGB2). Ces abrasifs se composent de formes sensiblement sphériques, d'un diamètre d'environ 0,2 mm, avec une teneur en silice supérieure à 67% et une micro-dureté entre 500 et 550 HV.

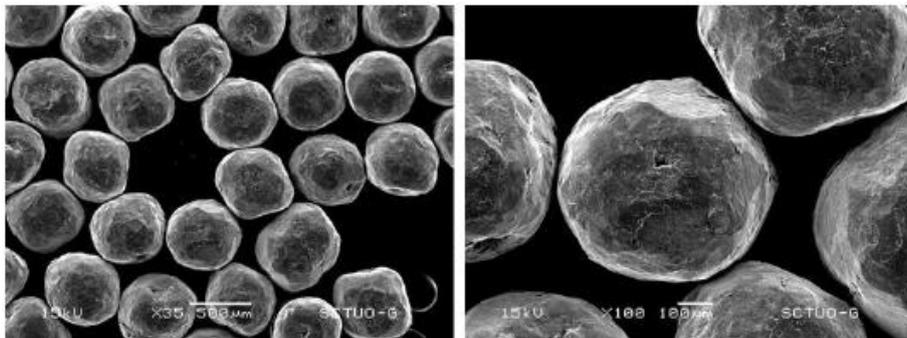


Fig.2. 4 Apparition des projectiles en acier découpé (CW 0,5 mm). Photographie faite par microscopie électronique de balayage (SEM)

Les projectiles utilisés dans les procédés de grenailage ont été caractérisés pour corroborer le diamètre et la forme indiqués par le fabricant. Pour cela, la loupe stéréoscopique et le processeur d'image Buehler Enterprise Omnimet ont été utilisés (Figure 2.5). Les images ont été analysées à l'aide du processeur d'images prenant comme référence la norme AMS-S13165 [49].

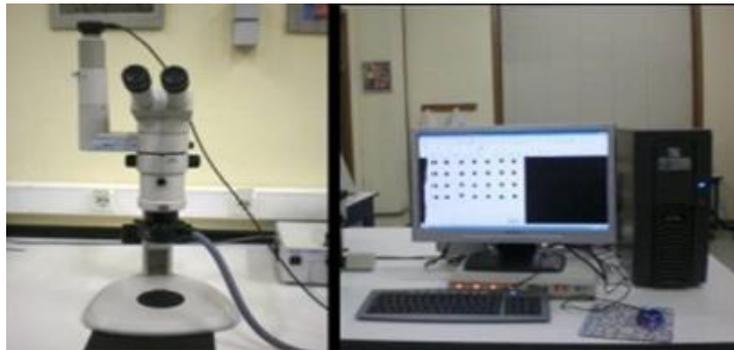


Fig.2. 5 Loupe stéréoscopique et processeur d'image

Dans le développement du travail expérimental, la nomenclature des projectiles a été modifiée. La norme SAE J441 stipule que les billes sont nommées en fonction du matériau suivi du diamètre nominal en pouces, multiplié par mille. Par exemple, CW 12 correspond à des billes d'un diamètre nominal de 0,012 pouce (0,30 mm). Lors de la mise en œuvre du projet, la nomenclature a été utilisée avec le diamètre nominal exprimé en système international, c'est-à-dire CW 0,3.

2.2.3. Détermination de l'intensité d'Almen

La procédure de détermination de l'intensité Almen consistait à effectuer plusieurs processus de grenailage sur des plaques Almen à différents temps d'exposition. Il a été exécuté sur la base des spécifications SAE J442 [50] et SAE J443 [51]. Les plaques Almen de type A, grade 2 (figure 2.6) ont été précédemment mesurées pour déterminer leur déflexion ou courbure initiale, avec un compteur numérique Almen préalablement calibré, modèle TSP-3 (figure 2.7). Ils sont ensuite attachés au bloc Almen; ce dernier était aligné verticalement avec la buse de la machine et fixé à la base de la cabine.



Fig.2. 6 Fixation des spécimens Almen au bloc Almen

L'intensité d'Almen est directement liée aux paramètres de pression, d'écoulement, de vitesse et de diamètre des projectiles utilisés. Par conséquent, des tests ont été effectués pour chaque

projectile à différentes pressions et à débit fixe. De cette manière, les paramètres nécessaires ont été obtenus pour obtenir des intensités Almen de 8, 10, 12, 14, 16, 18 et 20A.

Il est courant d'exprimer l'intensité Almen en millièmes de pouce, suivi du type de plaque Almen utilisé. Il faut se rappeler que l'intensité Almen est déterminée à partir de la courbe de saturation, qui est construite en représentant les flèches ou courbures des plaques testées en fonction du temps d'exposition au flux de billes. De cette façon, le nombre qui reflète l'intensité d'Almen est la valeur de la flèche correspondante, au point de saturation. Désormais, lorsqu'on se réfère à une intensité Almen de 12 A, on entend que l'intensité du traitement est de 12 millièmes de pouce, après avoir utilisé des plaques Almen A pour effectuer la mesure. Les plaques Almen sont de type A, fabriquées en acier SAE 1070 (0,68% de carbone) et d'une dureté comprise entre 40 et 50 HRC.



Fig.2. 7 Compteur Almen (modèle TSP-3)

La construction de la courbe de saturation doit représenter avec précision l'énergie induite à la plaque d'Almen. Par conséquent, il est nécessaire de corriger la courbure précédente des spécimens Almen pour obtenir une distribution normale des mesures [52]. Afin de minimiser la variabilité des mesures, trois plaques Almen ont été utilisées pour chaque temps d'exposition, en prenant comme mesure de la flèche ou de la courbure, la moyenne des trois.

Les courbes de saturation ont été ajustées mathématiquement au moyen d'une équation à quatre paramètres (équation 2.1) et le logiciel Data Fit a été utilisé pour cela. La détermination du point de saturation a été effectuée numériquement. Le point de saturation a été défini à partir de la « règle des 10% » [51], comme le premier point de la courbe tel qu'en doublant le temps de pose, la courbure de la plaque d'Almen augmente de 10%. L'abscisse de ce point est le temps de saturation, tandis que l'ordonnée est l'intensité Almen qui définit le traitement de Shot-Peening. Le système non linéaire résultant suivant, de deux équations à deux inconnues (équations 2.1 et 2.2), a été résolu à l'aide du logiciel Matlab.

$$h = a \cdot (1 - e^{-b \cdot t^c}) + d \cdot t \quad \text{Eq. 2.1}$$

$$1,1 h = a \cdot (1 - e^{-b \cdot (2 \cdot t)^c}) + d \cdot (2 \cdot t) \quad \text{Eq. 2.2}$$

Les essais ont été réalisés à la distance minimale entre la buse et l'éprouvette (240 mm) et à un angle d'impact de quatre-vingt-dix degrés ($\alpha = 90^\circ$). Pour obtenir des intensités différentes, Almen a d'abord été travaillé à différentes pressions. Il a été observé que le réseau d'air comprimé disponible dans le laboratoire de science des matériaux ne pouvait pas fournir plus de 4 bars de manière stable pendant les temps d'exposition souhaités. Par conséquent, il a été envisagé de faire varier la taille des projectiles pour augmenter leur énergie cinétique et ainsi obtenir des intensités Almen plus élevées. Des pressions dans une plage de 1,5 à 4 bars et des projectiles en acier (CW) des différents diamètres disponibles (0,3 à 0,7 mm) ont été utilisées.

Rappelons que, l'énergie cinétique acquise par les projectiles est la variable fondamentale du processus qui définit l'intensité d'Almen. Pour cette raison, les vitesses des projectiles ont été déterminées dans les différents traitements. Pour cela, un capteur équipé d'une interface électronique a été utilisé qui numérise les valeurs de vitesse d'un flux de billes, calculées à partir du temps de parcours d'une sphère ou d'un projectile entre deux points fixés. Par la suite, les valeurs d'énergie cinétique associées aux intensités d'Almen ont été calculées, en appliquant l'équation 1.1.

2.2.3.1. Réalisation des traitements de grenaillage

La détermination des intensités Almen a permis d'établir les différents traitements de grenaillage à appliquer à l'acier 35NCD16. Après avoir évalué les différentes conditions et paramètres possibles avec les projectiles disponibles, il a été décidé de réaliser des traitements de grenaillage à des intensités de 8, 10, 12, 14, 16, 18 et 20A sur le matériau à l'étude (acier 35NCD16).

Les barres d'acier 35NCD16 ont été coupées transversalement, d'environ 5 mm d'épaisseur. Des procédures de meulage et de polissage ont été effectuées sur chaque échantillon jusqu'à l'obtention d'une surface spéculaire. De même, des éprouvettes de fatigue rotatives ont été usinées à partir des mêmes barres de matériau.

Pour chacune des conditions d'intensité d'Almen, des tests ont été réalisés dans lesquels la surface polie a été exposée au flux des projectiles pendant une courte période (2-5 secondes).

Des surfaces partiellement impactées (faible degré de couverture) ont été obtenues, qui ont été analysées par des techniques de métallographie quantitative.

De cette manière, il a été possible de déterminer la forme et la zone de chaque impact et le pourcentage total de zone touchée, qui est analogue au degré de couverture.

La détermination des temps d'exposition nécessaires pour atteindre une couverture théorique de 98% (couverture totale) a été réalisée en appliquant l'équation d'Avrami (équation 1.10).

Dans cette expression, le temps d'exposition et le degré de couverture des tests décrits ci-dessus ont été introduits. En conséquence, le temps nécessaire pour atteindre une couverture théorique de 98% a été obtenu, ce qui par convention se réfère expérimentalement à une couverture de 100% ou une couverture totale. Par exemple, la figure 2.8 représente la courbe obtenue à partir de l'expression d'Avrami pour une intensité Almen de 8A, à partir d'échantillons exposés pendant 2 secondes à l'écoulement de la bille avec un degré de couverture moyen de 87%. Il indique également le temps d'exposition nécessaire pour obtenir le degré de couverture totale. Enfin, les traitements ont été effectués pour obtenir 100% de couverture; Les surfaces obtenues ont été analysées par matériographie quantitative (à l'aide du logiciel Omnimet) pour vérifier l'aspect de la surface.

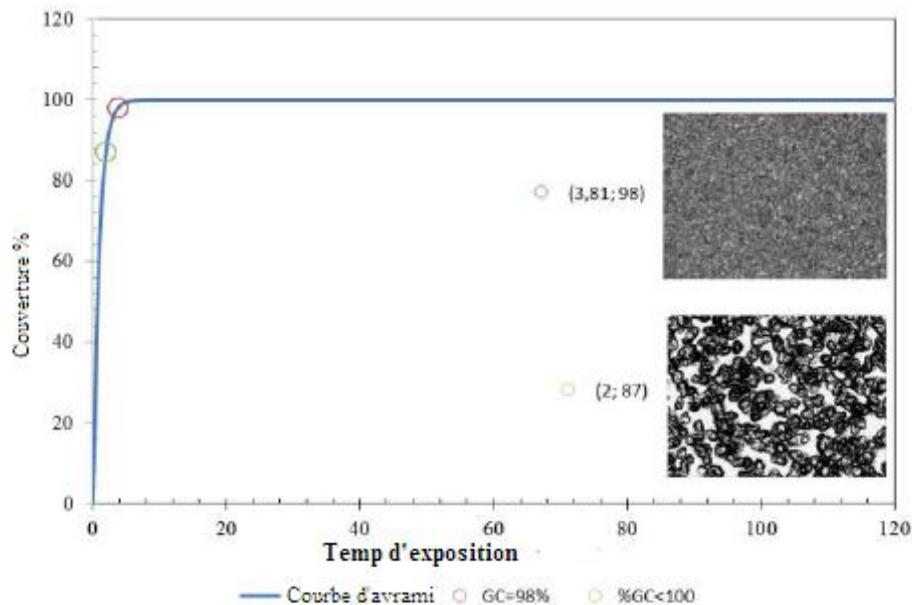


Fig.2. 8 Détermination du temps d'exposition pour une couverture à 100%. Courbe Avrami SP 8A

Des essais ont été effectués sur divers temps d'exposition afin d'étudier l'influence du degré de couverture sur les effets de surface générés par les procédés de grenailage (état de surface, facteur de concentration des contraintes, tailles d'empreinte, etc.). En conséquence, les

surfaces ont été obtenues avec des traitements de grenailage à différents degrés de couverture; à partir de valeurs inférieures à 100% à 200%. Le temps nécessaire pour obtenir ce dernier degré de couverture correspond à 2 fois le temps nécessaire pour obtenir une couverture à 100%.

Dans le cas des éprouvettes de fatigue rotatives, un mécanisme rotatif était disponible qui permettait de soumettre la périphérie des éprouvettes à l'écoulement de pastilles à une vitesse de rotation constante de 1 tour/s. Les échantillons ont été soumis au flux de projectiles, dans le mécanisme rotatif, à une vitesse de 3 tours (3 secondes). De cette façon, des surfaces partiellement impactées ont été obtenues (faible degré de couverture) qui ont été analysées en appliquant la même technique utilisée pour les éprouvettes plates, qui a permis de déterminer le degré moyen de couverture obtenu. A partir de ces valeurs et en utilisant l'équation d'Avrami, le nombre de tours nécessaires pour obtenir une couverture expérimentale de 100% (couverture théorique de 98%) a été déterminé. Dans les cas où des traitements de surface à plus haute énergie ont été appliqués, il a été décidé d'évaluer l'influence d'un deuxième traitement de surface de plus faible intensité Almen (doubles traitements). Dans un premier temps, des tests d'intensité Almen 20A ont été réalisés sur des éprouvettes de fatigue rotatives à couverture de 100% et des traitements ultérieurs de grenailage ont été réalisés en 8A et 5A, appliquant dans ces seconds traitements un degré de couverture de 200%. Le traitement d'intensité 5A a été réalisé à l'aide de billes de verre d'un diamètre nominal de 0,2 mm. Après application de l'intensité maximale de 20A, dans une autre série de tests, la région de surface la plus affectée par le traitement de grenailage à haute intensité a été éliminée. Pour cela, des techniques de meulage mécanique ont été utilisées, dans lesquelles du papier abrasif à grain fin a été utilisé, et dans une autre série d'éprouvettes d'essai, la technique d'électro-polissage a été appliquée.

Les sections suivantes décrivent les procédures et les conditions utilisées pour évaluer les traitements de grenailage effectués.

2.3. Caractérisation des effets des processus de Shot-Peening

2.3.1. Finition de surface. Couverture et rugosité

Comme décrit dans la section précédente, les traitements de grenailage ont été réalisés à des intensités Almen de 8, 10, 12, 14, 16, 18 et 20A. Pour chaque intensité Almen, quatre tests ont été réalisés sous des temps d'exposition différents, avec l'objectif d'obtenir différents niveaux de couverture.

Étant donné que les processus de grenailage modifient la rugosité des pièces, qui est liée à la couverture de la procédure de grenailage, l'évaluation de rugosité des éprouvettes obtenue en appliquant les différents temps de pose en fonction du degré de couverture (de couverture inférieure à 100 à 200%). Dans la caractérisation de la topographie de surface, un rugosimètre DIAVITE DH-6 (Figure 2.9) a été utilisé, disponible dans le laboratoire de Sciences des Matériaux et Génie Métallurgique du Campus de Gijón.



Fig.2. 9 Testeur de rugosité DIAVITE DH-6

Cet appareil fournit 6 paramètres de rugosité différents: R_a , R_z DIN, R_t , R_{max} , R_{3z} et R_q , les plus représentatifs étant R_a et R_{max} . Sur recommandation de la norme UNE 82-301: 1986, l'équipement a été configuré avec $L_m = 4,8$ mm et $L_c = 0,8$. Sachant que L_m est la distance parcourue par la sonde, tandis que L_c est le filtre appliqué par l'électronique de l'appareil pour corriger d'éventuelles ondulations (ondes longues) dans la pièce.

Les expressions des différents paramètres de rugosité évalués sont présentées ci-dessous. La figure 2.10 illustre un profil de rugosité typique. R_a est la moyenne arithmétique des écarts par rapport au profil.

$$R_a = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N |Y_i| \quad \text{Eq. 2.3}$$

Elle correspond à la moyenne arithmétique de la valeur absolue des distances entre la ligne médiane et le profil R (Y_i) dans la longueur de l'échantillon. Cette ligne médiane sert de référence pour le calcul des différents paramètres, et il est déterminé par la méthode des moindres carrés par rapport au profil R , dans chaque longueur d'échantillon. R_a est calculé en μm et est le paramètre habituellement choisi pour quantifier généralement la rugosité d'une surface.

R_q est la racine carrée de la valeur moyenne des écarts au carré du profil par rapport à la ligne médiane dans la longueur de l'échantillon. Ce paramètre est plus sensible que R_a aux valeurs extrêmes en raison de l'opération quadratique.

$$R_q = \left(\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N Y_i^2 \right)^{1/2} \quad \text{Eq. 2.4}$$

R_t est défini comme la hauteur maximale du profil. Il s'agit d'une valeur extrême et décrit la distance entre la hauteur du plus grand pic Y_p et la profondeur de la plus grande vallée Y_v , dans la longueur de l'échantillon.

$$R_t = Y_p + Y_v \quad \text{Eq. 2.5}$$

Le paramètre R_z est connu comme la hauteur de dix points et est donné par l'expression suivante:

$$R_z = \frac{1}{5} \left(\sum_{i=1}^N Y_{pi} + \sum_{i=1}^N Y_{vi} \right) \quad \text{Eq. 2.6}$$

Elle est définie comme la valeur moyenne, en micromètres, de la valeur absolue des cinq pics les plus élevés (Y_{pi}), plus la valeur moyenne de la valeur absolue des cinq vallées les plus profondes (Y_{vi}), dans la longueur de l'échantillon. Ce paramètre est sensible aux changements prononcés des caractéristiques topographiques.

R_z DIN (DIN 4768) est défini comme la moyenne arithmétique des 5 valeurs successives de rugosité maximale, correspondant aux 5 sections Z égales, de longueur l_e , dans lesquelles la longueur de mesure a été divisée.

Enfin, la rugosité maximale R_{max} selon DIN 4768 est la valeur la plus élevée de la rugosité isolée Z_i dans la longueur d'évaluation l_e . La détermination de R_{max} est illustrée à la figure 2.10.

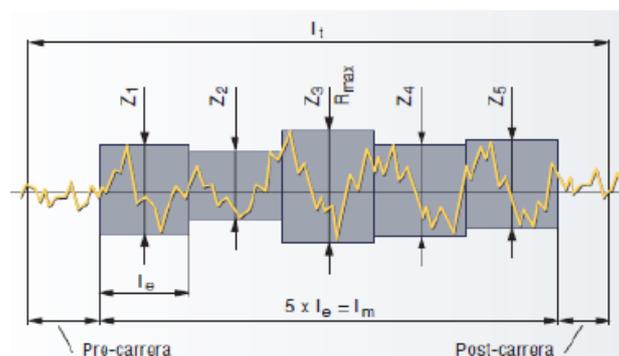


Fig.2. 10 Schéma de mesure R_{max}

Le succès d'une procédure de caractérisation repose sur une vaste collecte de données. Pour cette raison, dans l'évaluation de l'état de surface généré dans les échantillons avec des traitements de grenailage, plusieurs profils ont été réalisés, afin d'obtenir un résultat représentatif de chaque traitement (voir Figure 2.11).



Fig.2. 11 Schéma de mesures de rugosité (b à compléter par fleches horiz et verticales)

Bien que la détermination du degré de couverture se fasse traditionnellement par inspection visuelle, à l'aide de loupes de 10 ou 20 grossissements [15]. De cette manière, il était possible de quantifier avec précision la couverture des échantillons exposés au processus de grenailage. La séquence développée dans le processeur d'image pour évaluer les empreintes digitales sur la surface impactée a envisagé la différenciation des gris, le raffinement des bords, le remplissage des particules et la sélection de la zone de travail. Il faut souligner que les pièces traitées reflétaient la lumière dans les concavités des empreintes. Par conséquent, avant la quantification, les photographies ont été modifiées en deux couleurs comme illustré à la figure 2.12.

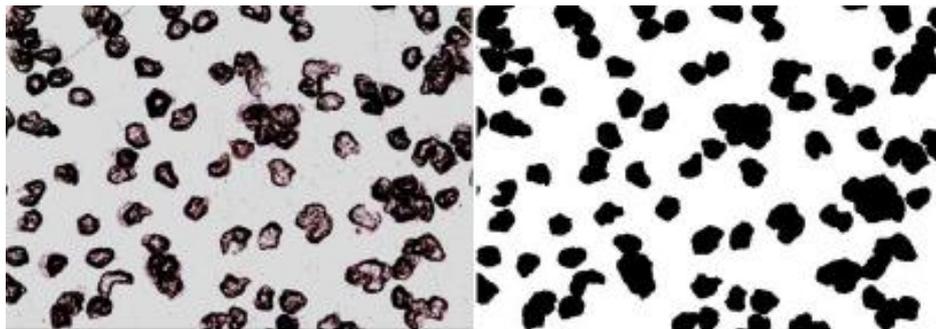


Fig.2. 12 Surface exposée au grenailage pendant 1s sous une intensité de 10A. a) Photographie originale. b) Photographie en biplans

En raison de la déformation plastique du matériau causée par les impacts sur la surface des échantillons, ils ont été évalués à l'aide de la microscopie électronique à balayage (MEB), afin d'identifier tout signe de dommage de surface. En revanche, les informations recueillies sur les états de surface du matériau ont été utiles pour estimer le facteur de concentration de

contrainte induit (FCC), pour lequel les quatre méthodes développées ci-dessous ont été utilisées.

2.3.1.1. Détermination du facteur de concentration des contraintes

Le produit d'irrégularité de surface des impacts des projectiles sur la surface des échantillons peut être calculé à partir de la profondeur de l'empreinte (h) et du diamètre du même (S) (voir Figure 2.13).

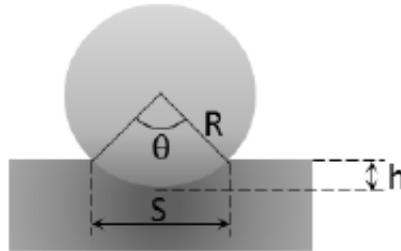


Fig.2. 13 Schéma descriptif pour la détermination du FCC

Dans le schéma, deux grandeurs sont définies: R , rayon de la balle ou du projectile et h qui représente la rugosité maximale du matériau (équations 2.7 et 2.8).

$$R = \varnothing \text{ Bille} / 2 \quad \text{Eq. 2.7}$$

$$h = R_{max} \quad \text{Eq. 2.8}$$

Pour la détermination du facteur de concentration des contraintes, à partir des traces produites par les projectiles lors de l'impact avec la surface des éprouvettes, l'expression proposée par J. K. Li [30]. Cette expression a été obtenue après une analyse par éléments finis qui prend en compte la présence d'autres traces à proximité et l'application d'un état de tension unidirectionnelle :

$$K = 1 + 4 \left(\frac{h}{S} \right)^{1,3} = 1 + 4 \left(\frac{R_{max}}{S} \right)^{1,3} \quad \text{Eq. 2.9}$$

Le diamètre des billes utilisées a été déterminé à l'aide d'un logiciel d'analyse d'images, où le diamètre moyen a été estimé après analyse de plus de 100 billes de chaque type. La valeur R_{max} utilisée pour les calculs a été obtenue à partir de six mesures de rugosité réalisées sur chacun des traitements de grenailage réalisés. Sur recommandation de la norme, l'équipement a été configuré avec $L_m = 4,8 \text{ mm}$ et $L_c = 0,8$; la longueur évaluée pour la détermination de la valeur maximale de R_{max} a été calculée à partir de 4,8 mm toutes les six analyses, soit

une course totale de près de 30 mm. Il est nécessaire de souligner que le facteur S peut être déterminé à partir de quatre procédures décrites ci-dessous:

- a) Détermination du "S" obtenu par calculs géométriques, en supposant que l'empreinte a une forme de calotte sphérique:

$$S = 2 \cdot R \cdot \sin(\theta/2) \approx 2 \cdot (2 \cdot h \cdot R - h^2)^{1/2} \quad \text{Eq. 2.10}$$

- b) Analyse de la morphologie de surface de l'échantillon avec une couverture de 100%, observée au microscope électronique à balayage. La détermination de la valeur de S est obtenue directement dans la photomicrographie.
- c) Mesure précise des empreintes digitales individuelles à l'aide d'échantillons soumis à des traitements de grenailage mais avec une faible couverture
- d) Mesure directe de « S » sur le profil de rugosité de l'échantillon

2.3.2. Durcissement induit. Évaluation du profil de micro-dureté

Dans les matériaux soumis au grenailage, il y a une déformation plastique de la surface du matériau qui donne lieu à un durcissement dû à l'augmentation de la densité des dislocations. Il a été étudié comment le paramètre d'intensité d'Almen appliqué dans l'ampleur et la profondeur de la zone durcie, influence.

Des traitements de grenailage ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques d'acier 35NCD16 sous les différentes intensités de travail Almen (8, 10, 12, 14, 16, 18 et 20A).

Après les traitements de grenailage, les échantillons ont été coupés dans une direction transversale et noyés dans de la résine époxy, exposant la section perpendiculaire à la surface traitée avec SP. Par la suite, la préparation métallographique a été réalisée pour la réalisation des indentations et l'obtention ultérieure de la micro-dureté (figure 2.14).



Fig.2. 14 Préparation des échantillons traités par grenailage

Les indentations ont été réalisées dans un microduromètre (marque BUEHLER, modèle: Micromet, série 2100), un pénétrateur Vickers a été utilisé à une charge de 0,2 kgf. Les

mesures ont été effectuées selon les recommandations de la norme ASTM E384 [53]. Pour évaluer la répétabilité des résultats obtenus, une matrice d'indentations a été réalisée (Figure 2.15). Les résultats de micro-dureté ont été représentés graphiquement en fonction de la distance entre la surface déformée plastiquement et la longueur où la dureté initiale du matériau, est récupérée. Cette longueur indique la taille de la zone durcie.

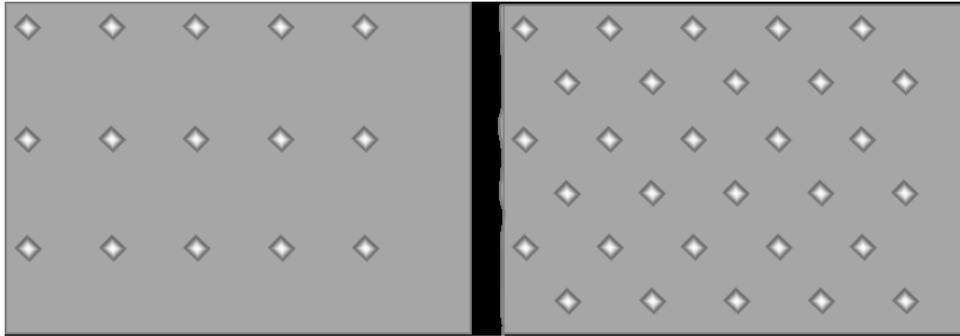


Fig.2. 15 Matrices d'indentation pour l'évaluation de la micro-dureté des aciers traités par grenailage

Les résultats de micro-dureté obtenus ont été représentés graphiquement en fonction de la profondeur de la zone touchée. Un ajustement mathématique de type exponentiel a été effectué pour représenter le durcissement de surface. Pour cela, la fonction suivante a été utilisée [54] :

$$H_{ini}(d) = C_0 - C_1(1 - e^{(-C_2 \cdot d)}) \quad Eq.2.11$$

Où:

- d : la distance de la surface en mm
- C_0 : l'écrouissage maximum (MPa)
- C_1 : la différence entre la dureté de la surface et l'original du matériau
- C_2 : le coefficient de distance (1/mm)

Notons que, le coefficient de distance a été obtenu à partir de l'équation suivante:

$$C_2 = - \frac{\ln \left(1 + \frac{(H_{90\%} - C_0)}{C_1} \right)}{d_{end}} \approx \frac{2,3}{d_{end}} \quad Eq.2.12$$

Où:

- $H_{90\%} = C_0 - 0,9 C_1$ (MPa)
- d_{end} : la longueur de la zone affectée (mm)

Il a été rapporté que le durcissement était le produit d'une déformation à froid. La concentration de défauts linéaires (dislocations) génère un champ de micro-contraintes dans le réseau cristallin de l'acier. Il a été décrit comment, au moyen de la technique de diffraction des rayons X, les distorsions dans le réseau cristallin peuvent être évaluées. Dans les matériaux durcis, le pic de diffraction doit être analysé directement à l'angle caractéristique. Si le pic de diffraction d'un motif de poudre est comparé à celui d'un matériau allié, traité thermiquement ou formé à froid, un changement d'amplitude ou de largeur du pic de diffraction peut être distingué.

La largeur du pic est influencée par deux facteurs: la tension dans le réseau cristallin et la taille des cristaux; Ces deux composantes peuvent être identifiées par analyse de Fourier.

Cependant, avec une simple détermination de la largeur à la hauteur moyenne du pic connu par ses initiales en anglais comme FWHM (Full Width at Half Maximum), il est possible d'estimer la tendance d'écrouissage en fonction de la profondeur de la zone touchée, dans ce cas par des traitements de grenailage [42].

Dans le développement de ce travail, la technique de diffraction des rayons X a été appliquée pour caractériser les échantillons traités superficiellement par grenailage. Bien qu'il s'agisse d'une mesure indirecte à partir de la mesure des contraintes de compression résiduelles, il a été possible d'estimer l'écrouissage induit dans les pièces à partir des pics de diffraction obtenus et de la détermination de la FWHM. La tendance au durcissement de la surface a été exprimée en FWHM en fonction de la profondeur.

2.3.3. Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X

Il existe différentes techniques pour déterminer les contraintes résiduelles dans les matériaux et les composants. La diffraction des rayons X est l'une des techniques de mesure «non destructives» les plus précises. Les matériaux cristallins lorsqu'ils sont soumis à un faisceau de rayons X monochromatique (longueur d'onde fixe) produisent un diffractogramme, dans lequel des pics d'énergie diffractée peuvent être identifiés qui apparaissent à des angles différents, à la suite de la diffraction produite par des plans cristallographiques concrets (qui sont placés dans un état géométrique favorable établi par la loi de Bragg). Généralement, les plans qui fournissent une plus grande intensité d'énergie diffractée génèrent des pics caractéristiques de haute intensité à un angle de diffraction spécifique. Ces plans servent de référence pour la quantification des contraintes résiduelles.

La détermination des contraintes résiduelles au moyen de la technique de diffraction des rayons X est basée sur l'évaluation de la distorsion introduite dans le réseau cristallin du matériau. Si les propriétés élastiques du matériau cristallin, il est possible de mettre en relation une contrainte appliquée extérieurement avec le champ de déformations du matériau. Il est à noter que les constantes élastiques du matériau ($E/(1 + \nu)$) ne sont pas les valeurs obtenues à partir d'essais mécaniques mais plutôt les valeurs de la direction cristallographique normale au plan cristallographique, définies par les indices de Miller $\{hkl\}$, sur lesquels la contrainte est mesurée [42]. Il faut tenir compte du fait que les déformations mesurées dans les plans cristallographiques sont proportionnelles à la contrainte appliquée, hypothèse valable pour les alliages métalliques couramment utilisés [33].

Avant d'effectuer les mesures, il est nécessaire d'étalonner l'équipement avec un étalon de poudre pure du ou des composants matériels. Évidemment, chaque matériau a une réponse différente à l'irradiation. Il faut donc définir les conditions de la loi de Bragg: l'angle de diffraction, les indices de Miller $\{hkl\}$ du plan cristallographique qui fournit l'intensité de diffraction maximale et les constantes élastiques correspondantes.

Dans l'expérimentation réalisée, un équipement de diffraction des rayons X portable modèle XSTRESS 3000 G3R (marque Stresstech) équipé du logiciel pilote Xtronic a été utilisé. Les spécifications de l'instrument, le fonctionnement du logiciel, la mesure des contraintes résiduelles et les procédures d'étalonnage utilisées pour déterminer les contraintes résiduelles induites par les traitements SP dans l'acier 35NCD16 sont décrits ci-dessous.

2.3.3.1. Caractéristiques du diffractomètre XSTRESS 3000 G3R

L'équipement d'analyse instrumentale pour la mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X comprend au moins cinq composants: une source d'énergie, un dispositif chargé de sélectionner la longueur d'onde du rayonnement incident, une zone de placement de l'échantillon, des détecteurs de rayonnement diffracté, un processeur de signal et un enregistreur ou un appareil de lecture. Le diffractomètre XSTRESS 3000 G3R a les composants répartis en trois modules (voir Figure 2.16): l'unité principale, le système de contrôle du rayonnement et des mouvements et l'ordinateur externe (contrôleur-enregistreur).

L'unité principale (modèle X3000) est un module portable. En elle se trouve la source d'énergie (un générateur haute tension), le tube pour la génération de rayons X, le dispositif de sélection de la longueur d'onde du rayonnement, un système de refroidissement, système de

sécurité autonome et haute tension et intensité électrique. À son tour, il fonctionne comme une interface entre le système de rayonnement et le contrôleur-enregistreur.

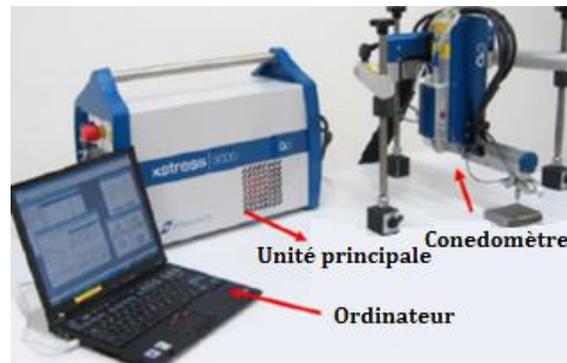


Fig.2. 16 Diffractomètre modulaire STRESS 3000 G3R (unités principales)

Le système d'irradiation et de mouvement de ce modèle peut être considéré comme le goniomètre lui-même. Un goniomètre est défini comme la plaque tournante qui permet de faire varier et de déterminer précisément l'angle de diffraction et le faisceau incident collimaté. Ce module a les connexions avec l'interface ou l'unité principale qui permettent le positionnement du goniomètre pour irradier l'échantillon d'analyse. Sur la figure 2.17, vous pouvez voir les composants de cet appareil: (1) ensemble collimateur-détecteurs d'arc, (2) tube de sortie du faisceau de rayons X, (3 et 7) support pour les câbles de connexion avec l'interface, (4) fixation systèmes au support ou à l'arc principal, (5) moteur pour le mouvement de rotation, (6) mise à la terre, (7) support supérieur de tous les câbles d'entrée et de sortie, (8) connexion du goniomètre, (9) voyant lumineux de l'obturateur à rayons X, (10) bouton d'arrêt du moteur, (11) les détecteurs, (12) codeur d'angle d'inclinaison et (13) échantillon à analyser.



Fig.2. 17 Système d'irradiation et de mouvement (goniomètre)

L'ensemble collimateur-arc-détecteurs (représenté par la position 1, sur la figure 2.17) constitue le système d'irradiation du faisceau incident et de collecte de l'énergie diffractée. Le collimateur est une pièce de forme conique avec une ouverture à l'extrémité la plus tranchante qui définit la dimension de la zone irradiée. En s'ouvrant, le collimateur se charge d'orienter les faisceaux de rayonnement dans la même direction, de sorte que seuls des faisceaux parallèles sont obtenus. Pour réaliser ce travail, un collimateur avec une ouverture de 2 mm de diamètre a été utilisé. En raison de l'énergie appliquée pour effectuer les mesures de contraintes résiduelles, certains des composants des pièces génèrent des signaux de fluorescence X et pour éviter les interférences de fluorescence dans les signaux de diffraction, des filtres à couches minces sont utilisés; dans cet équipement, ils sont insérés dans une fente située dans chacun des détecteurs. La figure 2.18 montre en détail les composants du système d'irradiation. On y distingue: l'arc de serrage (1), les détecteurs A et B (2), l'écrou de réglage du collimateur (3), le récipient pour le tube de sortie du faisceau de rayons X (4) et le collimateur (5). Étant donné que ce système est couplé au système de rotation et de mouvement, qui à son tour est contrôlé par le logiciel du ordinateur, lors d'une mesure, le goniomètre descend sur l'échantillon jusqu'à ce que le collimateur entre en contact avec la surface et que la distance de mesure soit définie. Il est à noter que le diffractomètre utilisé possède des arcs et des collimateurs de différentes tailles, ce qui augmente sa polyvalence et permet la mesure des contraintes résiduelles dans des échantillons de tailles et de géométries différentes.

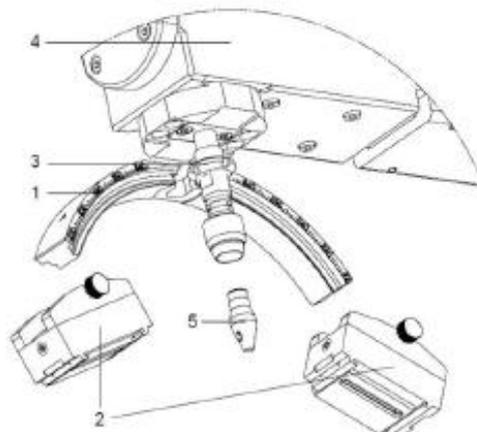


Fig.2. 18 Schéma de l'ensemble collimateur-détecteurs d'arc

Il devient évident qu'en raison de la disposition du goniomètre, l'échantillon sera toujours fixé dans une position, tandis que l'échantillon se déplace en modifiant les angles θ , γ , ψ , qui seront identifiés plus tard. Il a été décrit que le diffractomètre est composé de trois modules et que

ceux-ci sont reliés entre eux par l'unité principale et l'interface du goniomètre. La figure 2.19 décrit schématiquement la communication entre les composants.

Dans le schéma de communication (Figure 2.19), il est évident que toutes les fonctions exécutées dans l'unité principale et le goniomètre sont contrôlées à partir de l'ordinateur. Le fabricant a développé un programme informatique, Xtronic, qui permet d'effectuer toutes les opérations possibles sur les deux autres unités, de la mise en marche et du chauffage du tube à rayons X au déplacement du goniomètre dans tous ses degrés de liberté. Cet outil est conçu pour introduire les paramètres de mesure, effectuer des ajustements mathématiques sur les pics de diffraction, faire des déterminations des constantes élastiques, des matériaux à analyser, construire des profils de contraintes résiduelles, quantifier les pourcentages de phases caractéristiques (austénite retenue), ainsi que contrôler les paramètres physiques tels que la température du système de réfrigération et du tube à rayons X.

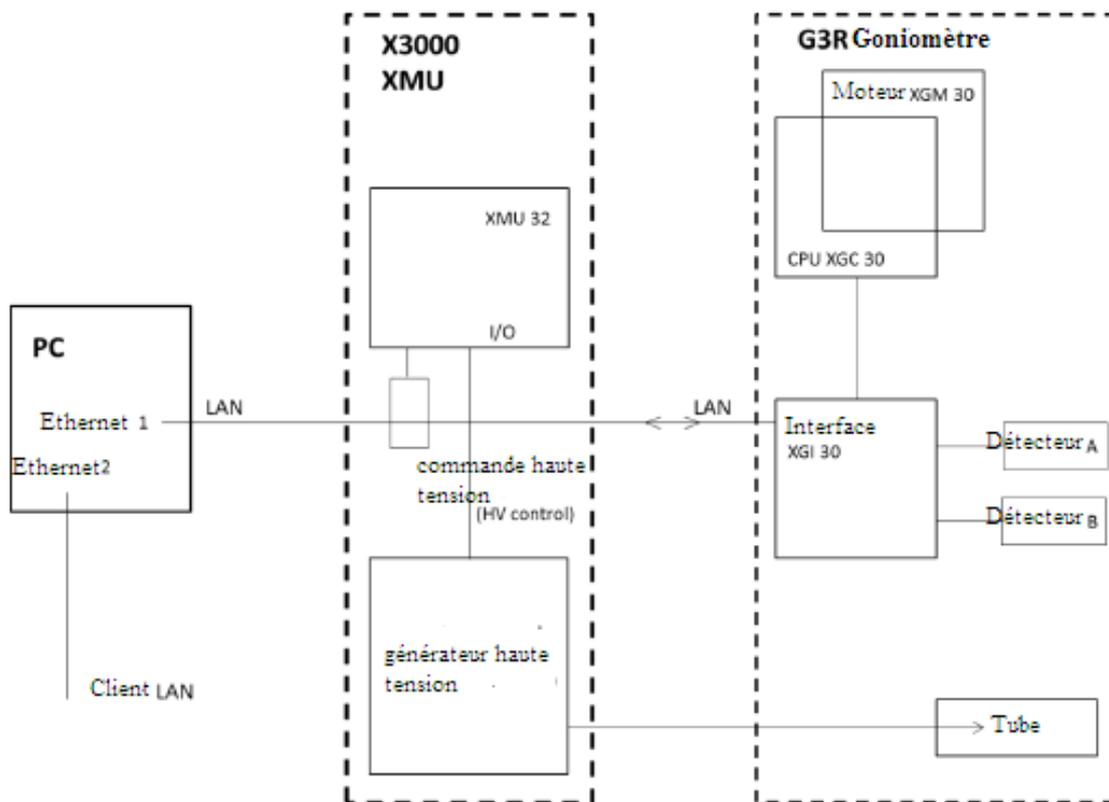


Fig.2. 19 Schéma de communication entre les composants du diffractomètre

Dans le panneau de commande du diffractomètre, vous pouvez sélectionner le tube de travail, connecter les trois modules de l'équipement, préchauffer le tube à rayons X et contrôler les

paramètres tels que l'intensité du courant, la tension et la température du système, ainsi qu'effectuer l'étalonnage de l'équipement et de la commande des moteurs du goniomètre.

2.3.3.2. Méthode d'étalonnage

Toutes les techniques instrumentales nécessitent des étalons de référence permettant d'établir le point de départ de l'analyse. Dans le cas de la diffraction des rayons X pour effectuer des mesures de contraintes résiduelles, il est nécessaire de calibrer l'équipement avec des étalons de poudre du matériau d'intérêt ou de la phase majoritaire de celui-ci. Dans le programme Xtronic, avec l'outil d'étalonnage, vous pouvez sélectionner ou créer une fiche technique du matériau à analyser. Dans le fichier, le matériau à analyser est défini, le tube générateur de rayons X, indirectement l'énergie du rayonnement, les plans cristallographiques et l'angle de Bragg caractéristique (2θ), le module d'Young et le coefficient de Poisson nécessaires aux opérations qui permettront de déterminer les contraintes résiduelles de compression, l'intensité maximale d'irradiation, etc. La bibliographie spécialisée disponible [42, 55] recommande la source de rayonnement pour chaque cas en fonction du matériau à analyser, de la famille des plans cristallographiques $\{hkl\}$ et de l'angle de diffraction optimal ainsi que de la constante élastique caractéristique de la famille de plan choisie. Le tableau 2.3 résume les paramètres cités pour différents aciers.

Tableau 2. 3 Paramètres de diffraction, recommandés pour la mesure TR dans certains aciers

Alliage	Radiation (hkl)	2θ	$E/(1+\nu)$ GPa	K4s (MPa)	Coefficient d'absorption linéaire (μ) cm^{-1}
800	CuK α (420)	147.2	148.2 \pm 2.8	758	1656
304L	CuK α (420)	147.0	157.2 \pm 2.8	814	2096
316	CuK α (420)	146.5	132.4 \pm 1.4	696	2066
410	CrK α (211)	155.1	176.5 \pm 0.7	680	840
1050	CrK α (211)	156.0	184.1 \pm 2.1	683	885
4340	CrK α (211)	156.0	168.9 \pm 2.8	627	909
6260	CrK α (211)	155.5	169.6 \pm 2.8	643	894
52100	CrK α (211)	155.5	173.7 \pm 2.1	645	714
M50	CrK α (211)	154.0	179.3 \pm 3.2	724	1000
17-4PH	CrK α (211)	155.0	180.0 \pm 0.7	696	888

Après avoir défini le matériau, la position des détecteurs A et B est ajustée, à l'angle 2θ correspondant, dans l'ensemble collimateur-arc-détecteurs du goniomètre. Établi les

conditions de travail, le temps d'exposition au faisceau pour chaque mesure, les positions de rotation du goniomètre (\emptyset) et l'inclinaison du codeur (inclinaison, ψ) sont indiqués dans le programme, le nombre de mesures à effectuer par position de rotation et le réglage à utiliser. Les angles et les rotations utilisés dans les mesures des contraintes résiduelles sont présentés ci-dessous.

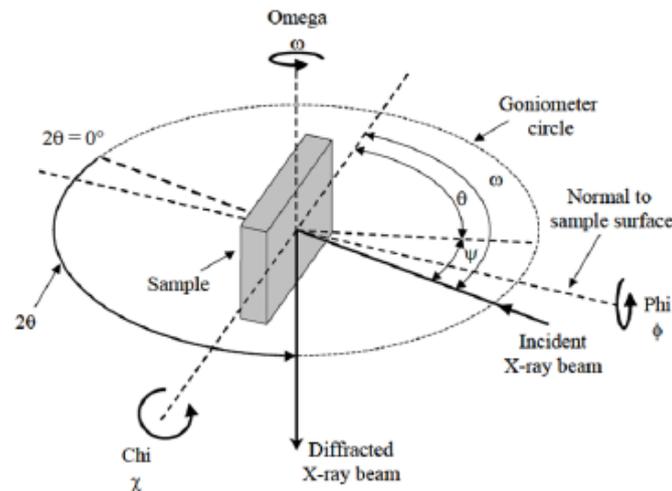


Fig.2. 20 Angles et rotations utilisés pour les mesures de contraintes résiduelles

Où:

$2 - th\grave{e}ta (2\theta)$: est l'angle de Bragg, est l'angle entre le faisceau de rayons X incident et le diffracté

$Omega (\omega)$: est l'angle entre le faisceau incident et la surface de l'échantillon.

$Phi (\emptyset)$: est l'angle de rotation parallèle au surface de l'échantillon

$Chi (\chi)$: est l'angle de rotation dans le plan normal à la surface de l'échantillon

Qui contient ω et 2θ

$Psi (\psi)$: est l'angle d'inclinaison, dans lequel l'échantillon est tourné dans la méthode $\sin^2\psi$. afin que $\psi = 0$, $\omega = \psi + \theta = \theta$

Dans le cas des aciers plus courants (ferritiques et martensitiques), l'étalonnage est effectué avec un étalon de poudres de phase ferrite (fer- α), car il est le composant majoritaire. En raison du fait que le matériau étudié était un acier allié de faible qualité, trempé et revenu, similaire à 4340 dans le tableau 2.3, la norme utilisée pour l'étalonnage était la ferrite (cellule unitaire BCC). Le composant $K_{\alpha 1}$ du rayonnement de chrome (Cr) a été utilisé, établi la famille de plans (211) correspondant à la plus haute intensité dans l'angle de diffraction, 2θ ,

de 156° , dont la constante élastique est égale à 168 900 MPa. Ci-dessous dans le tableau 2.4, les paramètres établis pour l'étalonnage de l'équipement et les mesures des contraintes résiduelles sont indiqués. Un temps d'irradiation de 20 secondes a été établi pour chaque mesure à effectuer dans un balayage de l'angle d'inclinaison (ψ) de -45° à 45° .

Tableau 2. 4 Paramètres de l'étude. Modèle de ferrite

Indices de Miller (hkl)	211	Angle de travail	156°
(1/mm)	100	E/(1+v) (Mpa)	168900
Tube	Cr	Potentiel max. (kV)	30
λ (nm)	$K_{\alpha 1}=0.22897$	I_{\max} (mA)	6.7

Pendant le processus d'étalonnage, l'échantillon est irradié et les détecteurs collectent toute l'énergie diffractée à l'angle θ prédéfini. Dans l'enregistreur, le pic de diffraction caractéristique du motif de poudre utilisé est obtenu. Le signal de diffraction obtenu est présenté à l'angle de Bragg, à une intensité et une largeur de pic spécifiques du matériau sans contraintes résiduelles et représente le point de comparaison qui permettra de quantifier les contraintes résiduelles des éprouvettes à analyser. Après avoir effectué l'étalonnage du diffractomètre, des mesures de contraintes résiduelles ont été effectuées dans les éprouvettes traitées par grenailage.

2.3.3.3. Méthode de mesure des contraintes résiduelles

Le chapitre 1 décrit les principes de la technique de diffraction des rayons X et son application pour quantifier les contraintes résiduelles, en appliquant les principes d'élasticité. Cette partie décrira les méthodes mathématiques utilisées dans l'équipement pour déterminer, sous l'hypothèse d'un état de contrainte bi-axiale, la valeur des contraintes résiduelles de compression. Le principe général des mesures de contraintes résiduelles est appelée « technique $\sin^2\psi$ » et la méthode utilisée pour les mesures avec le diffractomètre X3000 G3R est la « méthode χ - modifié ». Les outils mathématiques permettant d'estimer la position du pic de diffraction et d'améliorer la définition du signal sont également expliqués. La figure 2.21 schématise le système de coordonnées pour la détermination des contraintes dans la méthode $\sin^2\psi$, qui, comme mentionné, est le fondement de la technique.

Les principes de la mesure des contraintes résiduelles par la technique $\sin^2\psi$ sont basés sur la théorie de l'élasticité d'un matériau cristallin. La figure 2.21 représente le système de coordonnées dans lequel les contraintes sont déterminées.

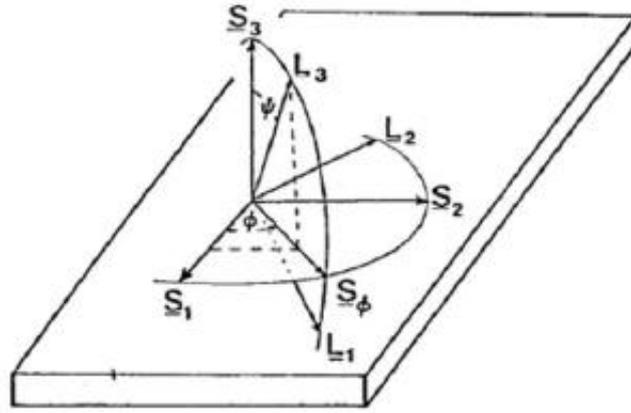


Fig.2. 21 Schéma du système de coordonnées utilisé dans la technique $\sin^2\psi$

S_1, S_2 : axes dans le plan normal de l'échantillon.

S_3 : axe normal à la surface de l'échantillon.

L_1, L_2, L_3 : axes de coordonnées du système de mesure.

S_ϕ : direction dans laquelle les contraintes σ_ϕ et τ_ϕ sont mesurées.

Φ : angle entre une direction fixe dans le plan échantillon (S_1) et la projection (S_ϕ) dans ce plan de la normale aux plans du réseau de diffraction (L_3).

ψ : angle entre la normale de l'échantillon (S_3) et la normale du plan de diffraction (L_3).

L'équation qui exprime la déformation dans la direction définie par les angles Φ et ψ est:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\phi\psi}^{\{hkl\}} = & S_1^{\{hkl\}} [\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}] + \frac{1}{2} S_2^{\{hkl\}} \sigma_{33} \cos^2\psi \\ & + \frac{1}{2} S_2^{\{hkl\}} [\sigma_{11} \cos^2\phi + \sigma_{22} \sin^2\phi + \tau_{12} \sin 2\phi] \sin^2\psi \\ & + \frac{1}{2} S_2^{\{hkl\}} [\tau_{13} \cos\phi + \tau_{23} \sin\phi] \sin 2\psi \end{aligned} \quad \text{Eq. 2.13}$$

Les composantes de contrainte σ_ϕ et τ_ϕ sont définies comme la contrainte normale et la contrainte de cisaillement respectivement dans la direction S_ϕ .

$$\sigma_\phi = [\sigma_{11} \cos^2\phi + \sigma_{22} \sin^2\phi + \tau_{12} \sin 2\phi] \quad \text{Eq. 2.14}$$

$$\tau_\phi = [\tau_{13} \cos\phi + \tau_{23} \sin\phi] \quad \text{Eq. 2.15}$$

La déformation $\varepsilon_{\phi\psi}^{\{hkl\}}$ peut être exprimée en termes de distances inter-plans selon l'équation suivante [56] :

$$\varepsilon_{\phi\psi}^{\{hkl\}} = \ln\left(\frac{d_{\phi\psi}}{d_0}\right) = \ln\left(\frac{\sin\theta_0}{\sin\theta_{\phi\psi}}\right) = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad Eq.2.16$$

L'équation 2.17 est le produit de la mise en relation des équations développées précédemment. On peut noter que les termes dans la direction S_3 ont été éliminés, puisque l'analyse des contraintes résiduelles a été réalisée pour un état de contraintes biaxiales. L'équation 2.17 est habituellement utilisée pour déterminer les contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. Elle prédit la variation linéaire de d en fonction de $\sin^2\psi$. La contrainte dans la direction S_ϕ est obtenue à partir des signaux multiples mesurés à différentes positions de ψ (inclinaison), lorsque les constantes élastiques E et ν correspondant aux plans de diffraction sont connues.

$$\varepsilon_{\phi\psi}^{\{hkl\}} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} = \left[\left[\left(\frac{1 + \nu}{E} \right)_{hkl} \cdot \sigma_\phi \cdot \sin^2\psi \right] - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{hkl} \cdot (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \right] \right] \quad Eq.2.17$$

Il est nécessaire de rappeler que grâce au processus d'étalonnage, les paramètres cristallographiques (indices de Miller, type de réseau cristallin, angle de Bragg, etc.) typiques du matériau sans contrainte résiduelle ont été établis comme référence, ce qui correspond à une distance inter-planaire initiale (d_0). En raison des déformations induites, dans ce cas par les traitements de surface de grenailage, le pic de diffraction apparaîtra proche de l'angle de travail (156°) et la distance inter-planaire du matériau sera également affectée, ce qui sera noté $d_{\phi\psi}$, car cela dépend des angles ϕ et ψ . En fonction de ce qui a été décrit et regroupant les termes de l'équation 2.17, l'expression pour déterminer la nouvelle distance inter-planaire $d_{\phi\psi}$ est:

$$\varepsilon_{\phi\psi}^{\{hkl\}} = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_\phi \cdot \sin^2\psi - \frac{\nu}{E} d_0 (\sigma_{11} + \sigma_{22}) + d_0 \quad Eq.2.18$$

Connaissant le module d'élasticité (E) et le coefficient de Poisson (ν) correspondant au plan de diffraction $\{hkl\}$, on observe que la mesure de la distance inter-planaire dans le réseau cristallin de l'échantillon à étudier suit une fonction linéaire de type $\sin^2\psi$. Ce qui suit montre, à titre d'exemple, la relation entre la distance inter-planaire et le carré du sinus de l'angle ψ dans un alliage d'acier 35NCD16 (figure 2.22), où la ligne bleue (●) correspond à la position de l'angle ψ dans un intervalle ($-45^\circ, 0^\circ$) et la ligne rouge (x) est la collection des

signaux diffractés pour ψ entre $[0^\circ, 45^\circ)$ et la ligne noire est l'ajustement mathématique entre les deux signaux.

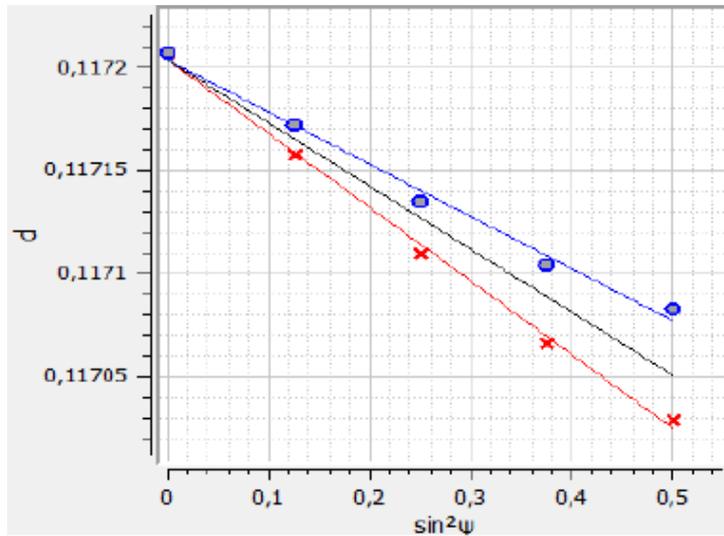


Fig.2. 22 Fonction linéaire entre d et $\sin^2\psi$ de l'acier 35NCD16 traité par grenailage d'intensité Almen 12A

Pour une valeur de $\sin^2\psi = 0$, la distance inter-planaire mesurée ($d_{\phi\psi} = d_{\phi 0}$) sera celle correspondant à la distance inter-planaire de l'état de contrainte résiduelle nul (d_0) moins la contraction de Poisson due à la somme des contraintes principales :

$$d_{\phi 0} = d_0 - \frac{\nu}{E} d_0 (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad \text{Eq. 2.19}$$

En dérivant l'équation d'expression fondamentale 2.17, par rapport à la variable $\sin^2\psi$, on obtient [42] :

$$\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \sin^2\psi} = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{\phi} d_0 \quad \text{Eq. 2.20}$$

De là, nous pouvons résoudre la valeur de la contrainte résiduelle (σ_{ϕ}):

$$\sigma_{\phi} = \frac{E}{1 + \nu} \frac{1}{d_0} \left[\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \sin^2\psi} \right] \quad \text{Eq. 2.21}$$

La valeur de la distance inter-planaire en l'absence de contraintes résiduelles (d_0) est généralement inconnue. Cependant, étant donné que le module d'élasticité a une valeur bien supérieure à la somme des contraintes principales ($\sigma_{11} + \sigma_{22}$), on considère que la valeur de $d_{\phi 0}$, de l'expression 2.19 est égale à d_0 , donc en réécrivant l'équation 2.21 on obtient:

$$\sigma_{\phi\psi} = \frac{E}{1 + \nu} \frac{1}{d_{\phi 0}} \left[\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \sin^2\psi} \right] \quad \text{Eq. 2.22}$$

Cette dernière expression est celle qui permet de calculer la contrainte résiduelle à partir de la pente de la représentation graphique de d devant $\sin^2\psi$ et la valeur de d_{ϕ_0} . Pour déterminer la valeur d'une contrainte résiduelle, il faut donc d'abord trouver la valeur de la distance; Ceci doit être calculé pour différentes valeurs de l'angle ψ (dans une plage de 0° à 45°), et en prenant comme recommandation l'utilisation d'au moins cinq angles (positifs et négatifs) pour ensuite trouver la droite de régression, qui est fonction $\sin^2\psi$.

L'erreur qui induit la substitution de d_0 par d_{ϕ_0} dans la plupart des matériaux est d'environ 0,1%. Puisque d_0 est un multiplicateur de la pente, l'erreur totale saisie dans la valeur de la contrainte finale, elle est inférieure à 0,1%, ce qui est insignifiant par rapport à l'erreur introduite par d'autres sources [57]. L'influence des sources d'erreur mentionnées a été prise en compte dans les résultats.

Il convient de considérer que la technique étant une méthode différentielle, il n'est pas obligatoire d'utiliser des étalons de poussière pour déterminer la distance inter-planaire sans contrainte [42] et la variation des contraintes résiduelles serait déterminée à partir d'un échantillon de référence. Cependant, et comme déjà mentionné dans le paragraphe précédent, lors du développement de l'expérimentation, les étalonnages pertinents ont été effectués, en utilisant un étalon de poudre de ferrite comme référence.

La méthode χ -modifié est largement utilisée dans les diffractomètres portables en combinaison avec deux détecteurs, comme le diffractomètre X3000 G3R. Elle est également appelée méthode d'inclinaison latérale. Dans cette méthode, l'échantillon peut être tourné autour de l'axe χ , avec le plan normal contenant ω et 2θ . Dans le présent projet, l'angle Chi utilisé était toujours nul ($\chi = 0$).

Dans toutes les mesures de contraintes résiduelles réalisées, la méthode « Peak fit » a été utilisée comme méthode d'analyse des pics de diffraction. La méthode Peak Fit est l'une des nombreuses procédures qui peuvent être utilisées dans la technique XRD pour déterminer l'emplacement du pic de diffraction (Peak shift) et son déplacement, $\Delta 2\theta$, par rapport à l'angle de Bragg sans contrainte résiduelle (voir Figure 2.23), sur la base des données collectées à partir de toute position de l'angle d'inclinaison ($\psi \equiv$ inclinaison). Ce paramètre est essentiel pour obtenir le paramètre d , en appliquant la loi de Bragg.

L'ajustement des pics de diffraction consiste à rapprocher les signaux collectés autour de l'angle de diffraction 2θ à différentes fonctions mathématiques, afin de définir le chemin plus

appropriée la forme et la position du pic de diffraction. Ces fonctions sont exprimées en fonction de divers paramètres qui décrivent la taille du pic et son emplacement.

Pour l'analyse des signaux de diffraction, un ajustement parabolique a été utilisé. Cet ajustement a été utilisé pour la première fois par Ogilve puis validé par Marion et Cohen, décrivant que l'ajustement à la parabole permet de réduire le bruit de fond du signal et de regrouper les données en un point médian [5]. La valeur de fond, bien que non critique, affecte la plage d'angles où la parabole sera construite et l'approximation de la valeur de 2θ . Plus tard, James et Cohen ont montré que si la soustraction de la moyenne du bruit de fond est appliquée aux intensités mesurées avant l'ajustement parabolique augmente la reproductibilité de la position du pic [5].

Une autre fonction mathématique est également généralement introduite afin d'englober toute interférence de la technique XRD. Dans le développement de l'œuvre, le pseudo-Voigt, qui permet de définir plusieurs paramètres qui sont déterminés par des fonctions mathématiques à partir du profil du pic de diffraction. L'un de ces facteurs est l'intensité à hauteur moyenne du pic (pleine largeur à mi-intensité maximale), qui est liée à la déformation à froid et au durcissement du matériau. De cette manière, la forme et la position du pic de diffraction le plus représentatif, sont définies sur la base des informations collectées.

La figure 2.23 illustre un pic de diffraction (ligne bleue, signal intermédiaire) de l'acier 35NCD16 auquel une fonction parabolique est appliquée, représenté par la ligne horizontale à la base.

La ligne noire (ligne supérieure) correspond à la géométrie de la fonction Pseudo-Voigt et la ligne rouge (inférieure), avec l'indicateur 1, sert à positionner le pic de diffraction à l'angle 2θ , qui sert de référence pour adapter les données à la fonction mathématique.

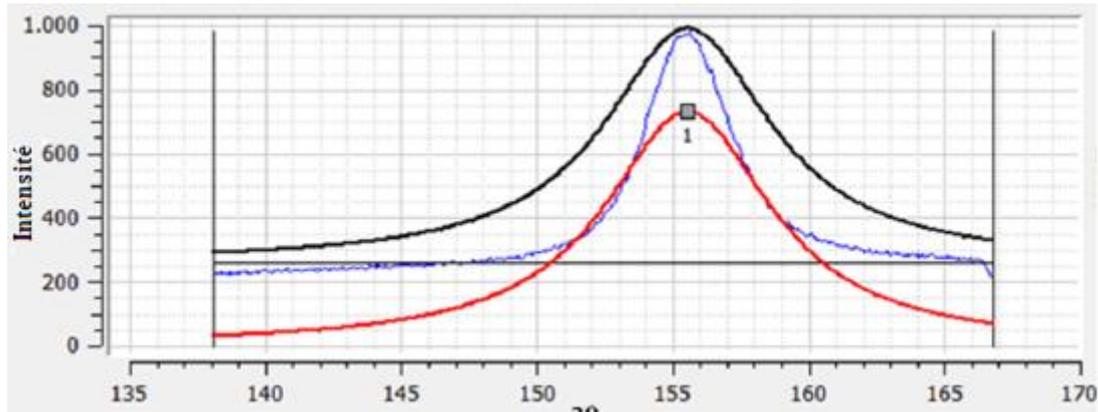


Fig.2. 23 Ajustements mathématiques sur le pic de diffraction

Il est nécessaire de souligner que dans tous les processus de mesure effectués, les contraintes résiduelles ont été déterminées dans trois positions de l'angle \emptyset (-45° , 0° , 45°) dans le plan de l'échantillon, également défini comme l'angle de rotation de l'échantillon [55]. Les résultats obtenus dans les trois positions ont toujours été très similaires, puisque les contraintes résiduelles générées dans les processus de grenailage, ils sont de nature bi-axiale équilibrée.

2.3.3.4. Procédure de détermination du profil de contrainte résiduelle

Les profils de contraintes résiduelles sont appelés la variation de la contrainte résiduelle avec la profondeur, en prenant comme point de départ la contrainte mesurée sur la surface de la pièce. Comme la profondeur du matériau qui induit la diffraction des rayons X dans les mesures pour déterminer la contrainte résiduelle sur l'acier 35NCD16n'est que de quelques micromètres, c'est-à-dire qu'il s'agit d'une mesure de surface, afin de déterminer la variation de la contrainte résiduelle avec la profondeur, il est nécessaire pour enlever les couches de matériau sans affecter le autant que possible à la tension à déterminer. La technique opératoire a consisté à réduire légèrement la hauteur de la pièce pour obtenir une nouvelle surface, sur laquelle les mesures de contraintes résiduelles ont été refaites. Ce processus a été répété plusieurs fois jusqu'à atteindre la zone intérieure dans laquelle la tension déterminée était déjà tendue. Une fois les mesures terminées, les résultats des contraintes résiduelles ont été exprimés en fonction de la profondeur et les profils de contraintes résiduelles ont été construits. Le processus de polissage électrochimique ou d'électro-polissage a été réalisé dans une cellule galvanique, où le matériau agit comme une anode lorsqu'un courant électrique est passé. Pendant le processus, le matériau réagit chimiquement avec le milieu, de sorte qu'un transfert de masse se produit entre la surface de contact et l'électrolyte. Toute irrégularité de surface se dissout au milieu, diminuant ainsi progressivement l'épaisseur de la pièce. Pour

l'électro-polissage des échantillons, l'équipement Polimat 2 de Buehler a été utilisé (voir Figure 2.24), qui se compose d'une source électrique (1) et d'une cellule (2), constituée d'un réservoir pour l'électrolyte(3), une plaque cathodique (4), des écrans (5), des connexions pour l'anode (6) et un système de rotation (7). Ce dernier permet au fluide de circuler à travers le réservoir. S'il est observé, le tube à essai est placé sur l'écran, l'écran présente un trou par lequel l'électrolyte entre en contact avec la pièce qui est à son tour reliée à l'anode.

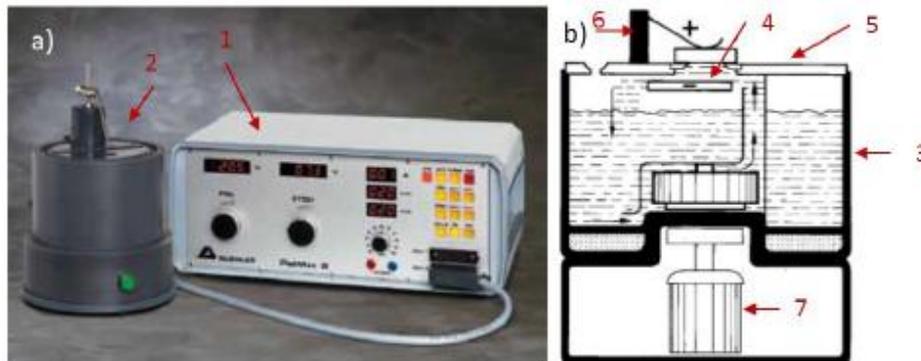


Fig.2. 24 Équipement d'électro-polissage. a) Composants. b) Fonctionnement de la cellule

A travers un trou dans le tamis, l'électrolyte entre en contact avec l'échantillon et un transfert de masse se produit (dissolution de l'échantillon catalysée par le passage du courant). Dans ce système, la surface de chaque échantillon a été exposée à l'électrolyte III1, qui est composé d'acide acétique et d'acide perchlorique (rapport en% v/v CH₃COOH:HClO₄ de 94: 6) [58].

Les paramètres de tension et de temps d'exposition suivants ont été définis sur le panneau de la source électrique: 45 volts pendant 25 secondes. Auparavant, il a été constaté que cette relation de potentiel et de temps permettait de réduire l'épaisseur de la pièce d'environ 25 μ m. La mesure de la hauteur des échantillons a été réalisée avec un micromètre vertical Mitutoyo modèle ID-H0560.

C HAPITRE 03

Résultats et discussions

3.1. Caractéristiques des matériaux

Préalablement l'étude a été portée sur la caractérisation des propriétés mécaniques et microstructurales de l'acier 35NCD16, puis étudier et comprendre comment le processus de grenailage modifie le comportement du matériau étudié sous chargement cyclique en raison des changements de propriétés telles que la rugosité, la dureté et le profil de contrainte de compression résiduelle induit par le processus de grenailage. Il est donc possible de définir le processus de grenailage optimal.

3.1.1. Caractérisation microstructurale et mécanique

La mise au point a été réalisée à partir d'une barre de 16 mm en acier 35NCD16. Comme expliqué dans le chapitre précédent, ce matériau est un acier de construction de qualité moyenne. Carbone allié principalement avec du nickel, du chrome et du molybdène. Sa composition chimique est donnée par le fabricant dans le tableau 3.1.

Tableau 3. 1 Composition chimique de l'acier 35NCD16 (en %)

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	S
0.32-0.39	0.5-0.8	0.10-0.40	3.60-4.10	1.60-2.0	0.25-0.45	0.025

Selon le certificat de qualité du fabricant, il s'agit d'acier traité thermiquement. Les traitements de trempe ont été effectués à une température de 850°C et un temps d'austénitisation de 45 minutes, respectivement. De l'eau à 20°C a été utilisée comme milieu de refroidissement, et le recuit a été réalisé à 590°C pendant 2 heures et 30 minutes.

Il faut se rappeler que le processus de revenu effectué sur un acier préalablement trempé consiste à maintenir l'acier en dessous de la température critique inférieure pendant un certain temps, puis à le refroidir lentement.

Lors du processus de revenu de cet acier trempé, la microstructure principale est la martensite, la diffusion des atomes de carbone à travers le réseau cristallin du fer et la précipitation de

Fe_3C ou d'autres carbures d'éléments d'alliage (chrome, molybdène). À la suite de ces changements microstructuraux, la ténacité et la ductilité augmentent tandis que leur ténacité et leurs niveaux de contrainte interne diminuent progressivement [62].

La figure 3.1 montre la microstructure de cet acier à l'état de livraison après attaque de l'échantillon par 2% de nital [63].

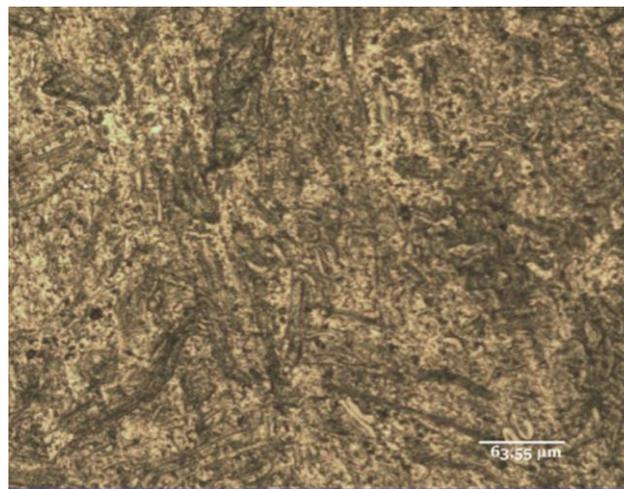


Fig.3. 1 Microstructure de l'acier 35NCD16. Réactif d'attaque Nital 2%

A noter que la microstructure de l'acier étudié est constituée de martensite trempée présentant des caractéristiques d'aspect uniforme des traitements de trempe et de revenu. Les aiguilles de martensite semblent être entourées de carbures à peine visibles au microscope optique.

Les résultats des essais de traction effectués sont présentés dans le tableau 3.2. La figure 3.2 montre les tracés contrainte-déformation obtenus pour chacun des deux essais effectués. Dans ces essais de traction uni-axiale, la limite d'élasticité (σ_y), la résistance à la traction (σ_R), l'allongement (A), la striction (Z) et les constantes de durcissement plastique k et n ($\sigma = k\varepsilon_{pl}^n$) 35NCD16 au moment de la livraison. A noter que les propriétés de traction obtenues pour les deux échantillons testés étaient quasiment proches.

Tableau 3. 2 Résultats des tests de traction de l'acier 35NCD16 [63]

	E (Gpa)	σ_y (Mpa)	σ_r (Mpa)	A (%)	Z (%)	n	k
Essai 1	189	750	890	10.9	49.2	0.111	19.26
Essai 2	185	680	750	11.2	46.4	0.113	19.19
Moy.	187	715	820	11.05	47.8	0.112	19.23

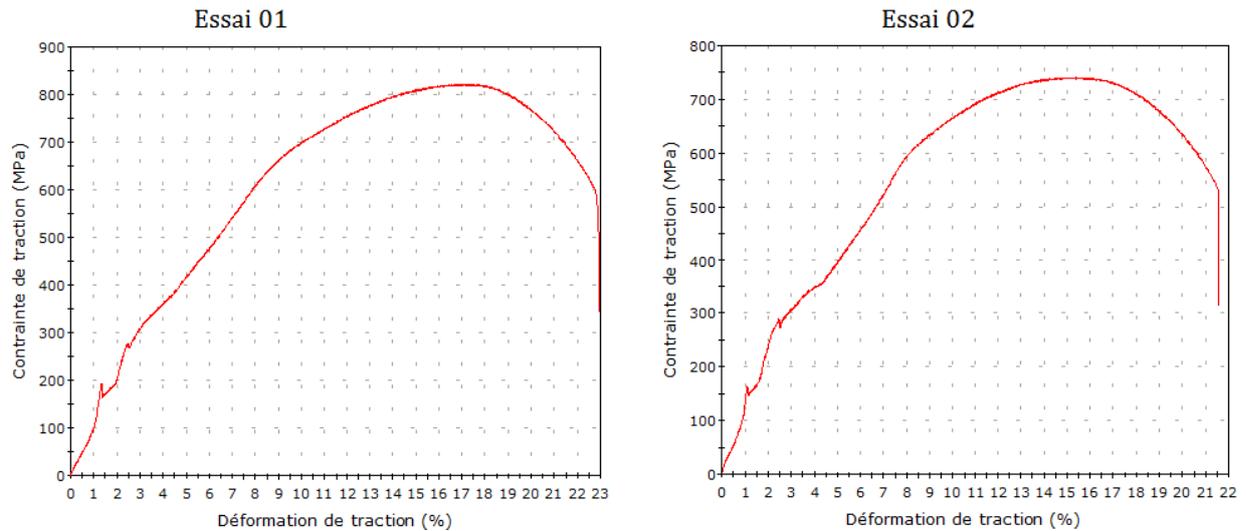


Fig.3. 2 Courbes de traction de l'acier 35NCD16 à l'état de livraison

Le MEB illustre les faciès de la rupture du matériau 35NCD16 non traité par le Shot-Peening et qualifie son comportement peu ductile (Figure 3.3).

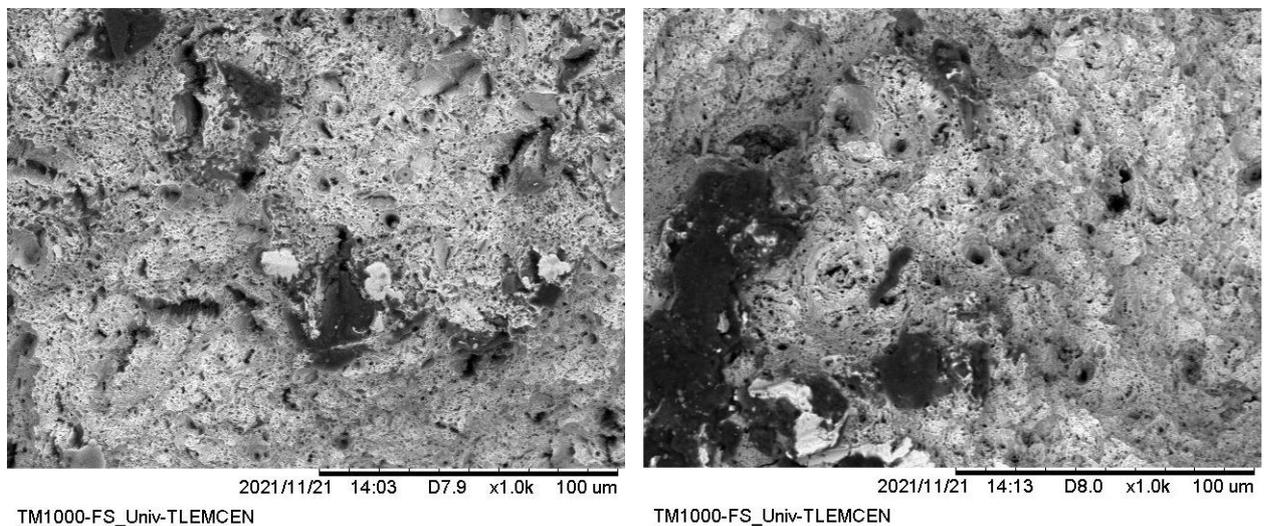


Fig.3. 3 Faciès de rupture de l'Eprouvette

De même, des mesures de dureté Rockwell C, de dureté Vickers et de micro-dureté Vickers ont été effectuées sur des éprouvettes cylindriques coupées transversalement à partir de barres d'acier. Les résultats moyens obtenus sont présentés dans le tableau 3.3.

Tableau 3. 3 Résultats des essais de dureté effectués sur l'acier 35NCD16

Dureté	Charge (Kgf)	Résultats
Rockwell C	150	32
Vickers	31.25	326
Micro-dureté Vickers	0.2	357

En comparant les résultats obtenus avec le design, notez les différences mises en évidence dans le tableau 3.4.

La conversion de la dureté Rockwell et Vickers à la dureté Brinell a été effectuée à l'aide de la table d'équivalence de dureté applicable à l'acier.

Tableau 3. 4 Comparaison des propriétés mécaniques expérimentales et celles rapportées par le fabricant

Propriété	Design	Expérimental
σ_y (Mpa)	1058	715
σ_r (Mpa)	1125	820
A (%)	14.5	11.05
Z (%)	56.8	47.8
Dureté	310 HB	32 HRC = 297 HB 326 HV = 305 HB

Les variations mises en évidence dans le tableau 3.4 peuvent être attribuées à la méthodologie utilisée lors du traitement des barres. Selon les informations du fabricant, les barres sont étirées avant le traitement thermique. Cependant, rien n'indique que le numéro de lot sur le certificat de qualité corresponde au numéro de lot sur la barre fournie.

3.1.2. Essais de fatigue rotative

Des essais de fatigue rotationnelle ont été effectués sur des échantillons d'acier 35NCD16 usinés. Ces résultats ont servi de référence pour évaluer l'efficacité du traitement de grenailage.

Il est à noter que la qualité de surface de l'échantillon dans la zone calibrée correspondait au type de traitement N7 (Ra : 1,6 μ m) [64, 65].

Des essais pour évaluer le comportement de l'acier de base sous chargement cyclique ont été réalisés à trois niveaux de contrainte différents correspondant à des pourcentages de contrainte de rupture en traction compris entre 45 % et 52 % avec la relation $R = -1$.

Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau 3.5. Il sert de référence pour évaluer l'impact des traitements de grenailage sur la tenue en fatigue de l'acier étudié.

Tableau 3. 5 Résultats moyens des essais de fatigue rotationnelle (acier 35NCD16)

Contrainte S_a	Charge (Kg)	Contrainte (Mpa)	N de Cycles	Déviaton ($\pm s$) (Mpa)
40% σ_r	20.4	479	121208	24341
45% σ_r	23.0	53	97091	44403
50% σ_r	25.5	599	41650	17030
52% σ_r	26.6	625	40182	13657

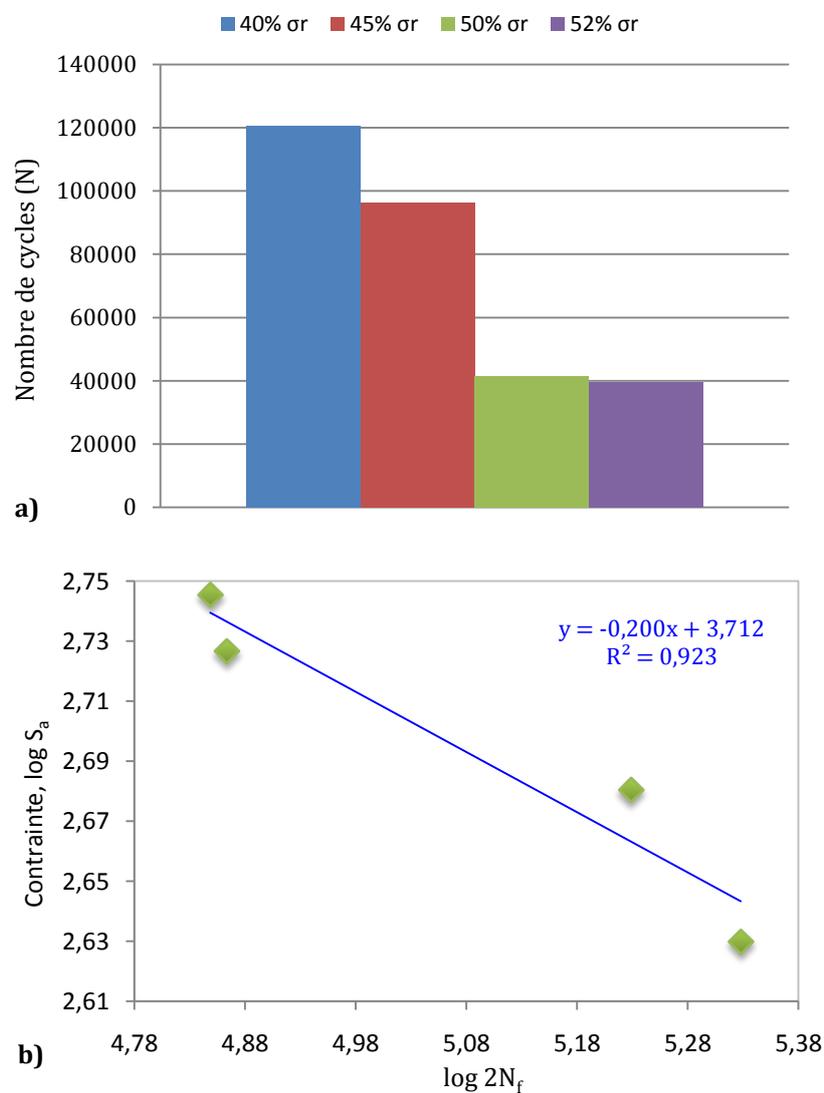


Fig.3. 4 Représentation graphique de la résistance à la fatigue de l'acier 35NCD16. **a)** nombre de cycles jusqu'à la rupture en fonction de la contrainte alternée appliquée. **b)** Résultats de fatigue ajustés selon la loi de Basquin

Les résultats des essais de fatigue représentés sur la figure 3.4 ont été ajustés à la loi de Basquin (équation 3.1).

$$S_a = \sigma_f (2N)^b \quad Eq. 3.1$$

On a ainsi obtenu que le matériau de départ avait un facteur de résistance à la fatigue (σ_f) de 5890 MPa et l'exposant de Basquin ou exposant de résistance à la fatigue (b) est de -0,2.

3.2. Traitements de Shot-Peening

3.2.1. Détermination des intensités Almen

3.2.1.1. Courbes de saturation

La détermination des intensités d'Almen consistait à effectuer des tests pour chaque taille de projectile disponible. Pour cela, les flèches (H) des plaques d'Almen ont été déterminées en fonction du temps d'exposition au flux de projectiles. La plaque d'Almen ayant une légère courbure initiale, la déflexion initiale, la déflexion après grenailage et la différence entre ces valeurs, la déflexion corrigée, ont été mesurées à chaque exposition au jet de projectile. À titre d'exemple, le tableau 3.6 et la figure 3.5 détaillent les paramètres mesurés sur les plaques Almen pour chaque temps d'exposition et présentent le calcul effectué pour la détermination de l'intensité Almen avec des projectiles de CW 0,4 à 2 bars de pression.

Tableau 3. 6 Détermination de l'intensité Almen avec projectiles CW 0,4 et pression de 2 bars

Tube à essai	H initial	Temps (s)	Pression (bar)	H	H corrigée
1	0.001	3	2	0.225	0.224
2	0.000	5		0.279	0.279
3	0.003	10		0.287	0.284
4	0.001	20		0.308	0.307
5	0.001	40		0.314	0.313
6	0.001	60		0.307	0.306

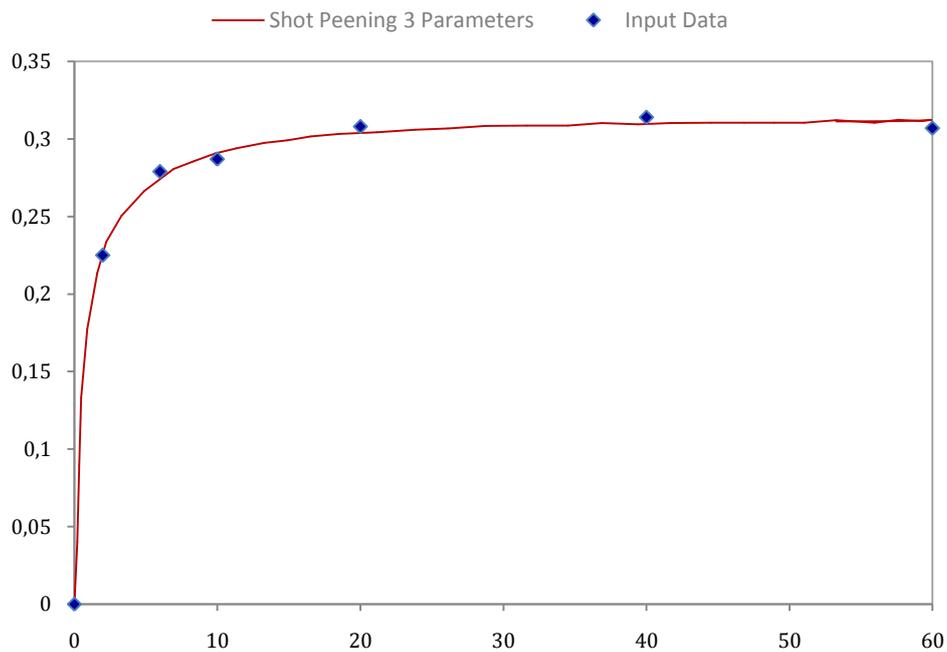


Fig.3. 5 Courbe de saturation. Détermination de l'Intensité Almen pour Projectile CW 0,4 (P=2 bars)

En utilisant la régression pour l'ajustement d'une équation à quatre paramètres et l'équation 2.1, on a obtenu les valeurs des paramètres de la fonction d'ajustement indiquées dans le tableau 3.7.

Tableau 3. 7 Paramètres de réglage de la courbe de saturation. CW 0,4 et 2 bars

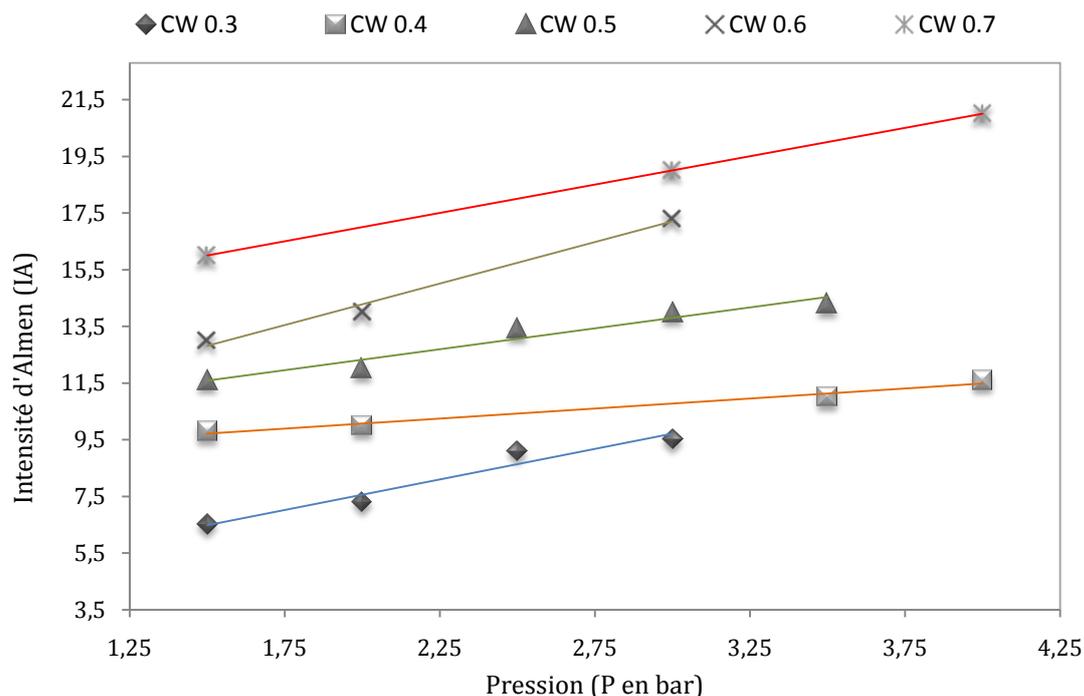
a	0.3101968
b	0.0914640
c	0.4741224

Une fois la courbe de saturation obtenue, le point de saturation a été déterminé pour obtenir l'intensité Almen. Le point de saturation est défini à partir de la « Règle de 10% » [51], comme le premier point de la courbe tel que, en doublant le temps d'exposition, la courbure de la plaque Almen augmente de 10%. L'axe horizontal de ce point est le temps de saturation, et l'axe vertical est l'intensité Almen du traitement de Shot-Peening. Ces deux valeurs sont obtenues en résolvant le système entre les équations 2.1 et 2.2 décrites au chapitre 2. Ainsi, les résultats obtenus avec un projectile 0,4 CW à une pression de 2 bars sont présentés dans le tableau 3.8, où les valeurs de résistance d'Almen sont exprimées en millimètres (mmA) et en millièmes de pouce (A), unités établies par convention et devenues Développé au chapitre 1.

Tableau 3. 8 Résultat d'intensité d'Almen pour les projectiles CW à 0,4 et 2 bars de pression

	Intensité Almen	Temps de saturation
0.2586 mmA	10.2 A	4.15s

La figure 3.6 montre toutes les forces Almen possibles pour différents diamètres de projectiles (CW) et pressions d'air disponibles.

**Fig.3. 6** Intensités d'Almen obtenues à partir de la variation de pression et de taille des projectiles

Les courbes de tendance des intensités d'Almen en fonction de la variation de pression et des tailles de projectiles sont linéaires : $y = a x + b$, dont les coefficients « a » et « b » sont présentés dans le tableau 3.9.

Tableau 3. 9 Intensités d'Almen obtenues à partir de la variation de pression et de taille des projectiles

Taille du projectile	Paramètres de la courbe de tendance		
	Coefficient R ²	Coefficient « a »	Coefficient « b »
CW 0.3	0.946	2.16	3.24
CW 0.4	0.980	0.705	8.658
CW 0.5	0.945	1.48	9.36
CW 0.6	0.988	2.928	8.421
CW 0.7	1.000	2	13

L'Intensité d'Almen obtenue à partir d'expériences avec des projectiles de différents diamètres et pressions, pour lesquelles le travail réel a été développé, est indiquée dans le tableau 3.10.

Les vitesses d'impact mesurées expérimentalement sont également indiquées dans le tableau. Valeur déterminée par un capteur électronique qui quantifie le temps nécessaire à un projectile pour parcourir une trajectoire de longueur définie entre deux points. L'énergie cinétique a été calculée à partir des valeurs de vitesse selon l'équation 1.1.

Tableau 3. 10 Intensités d'Almen déterminées expérimentalement

Projectile	Pression (bar)	Distance buse (cm)	Couler	Rapidité	Energie cinétique	Intensité Almen (A)
AGB-0.2	2	24	1	-	-	5
CW-0.3	2			-	-	8
CW-0.4	2		52.2	0.36	10	
CW-0.5	2		53.0	1.1	12	
CW-0.5	3		2	55.0	1.2	14
	1.5			44.0	2.0	16
CW-0.7	3		50.0	2.6	18	
	4		-	-	20	

Les résultats obtenus démontrent l'effet de la taille du projectile et de la pression du flux d'air sur l'intensité du processus de grenailage. À mesure que la taille du projectile augmente, la force d'Almen augmente et la même chose se produit avec une pression croissante.

Dans le cas des billes d'acier pour lesquelles des traitements de Shot-Peening ont été obtenus à des intensités de 8 A et 20A, il n'a pas été possible de quantifier la vitesse des billes en raison de phénomènes d'écoulement générés dans le dispositif de mesure.

De même, il n'a pas été possible de déterminer la vitesse pour l'intensité 5A, car les projectiles en verre n'étaient pas détectés par les capteurs du dispositif utilisé. Dans les autres cas, la mesure de l'énergie cinétique des projectiles a mis en évidence la proportionnalité avec l'intensité Almen du traitement de Shot-Peening. La figure 3.7 présente ces deux variables et met en évidence la relation linéaire existante.

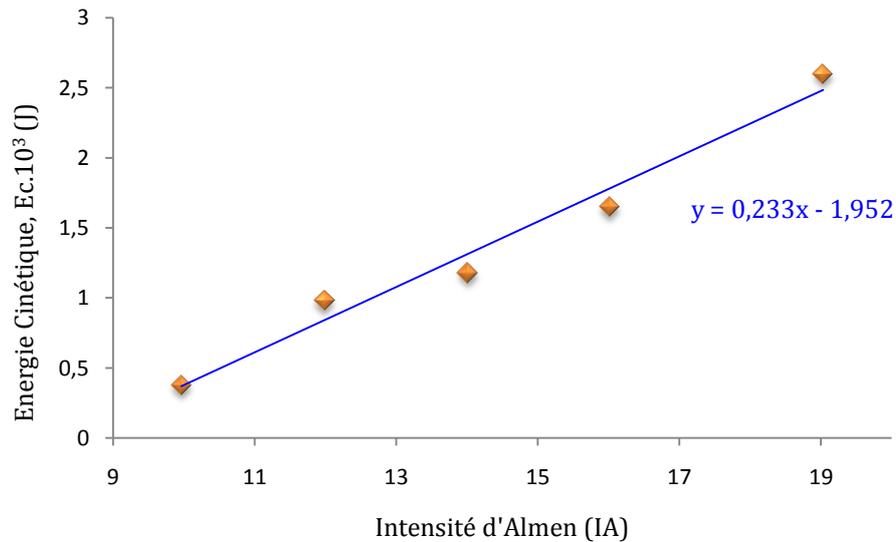


Fig.3. 7 Evolution de l'intensité d'Almen (IA) avec l'énergie cinétique du projectile (E_c)

3.2.2. Détermination du degré de couverture

3.2.2.1. Courbes d'Avrami. Détermination des temps d'exposition

Des courbes d'Avrami ont été construites pour chacune des intensités d'Almen obtenues afin d'obtenir les temps d'exposition nécessaires pour obtenir une couverture complète. Les courbes d'Avrami ont été construites à l'aide d'éprouvettes plates en acier 35NCD16 avec une finition miroir. La surface polie est brièvement exposée (2 à 5 secondes) au jet de projectile, ce qui donne une surface partiellement impactée (faible couverture, voir Figure 3.8) et soumise à des techniques métallographiques quantitatives (à l'aide du logiciel Omnimet). De cette manière, nous avons pu déterminer le pourcentage global de la zone touchée, c'est-à-dire le degré de couverture dans la pratique, ainsi que la forme, la taille et la zone des impacts individuels.



Fig.3. 8 Surface acier 35NCD16 traitée par grenailage partiel à 8A. a) Micrographie initiale. b) micrographie traitée. c) Détermination du degré de couverture par métallographie quantitative (%GC=52,34 %)

Selon la Figure 3.8, l'image "a" a été traitée pour éliminer les reflets et les imperfections des bords résultant en l'image "b". Ensuite, dans la Figure 3.8c on peut distinguer, par couleur, la zone touchée (rouge) et les zones sans impact (vert), et à travers son analyse, le processeur

d'image détermine le pourcentage de couverture. Par la suite, la substitution du temps d'exposition et de l'étendue de la couverture du test ci-dessus dans la formule d'Avrami (équation 3.10) a donné le temps nécessaire pour atteindre une couverture théorique de 98 %.

Tableau 3. 11 Temps d'exposition pour obtenir une couverture complète sur des échantillons plats

IA	8A	10A	12A	14A	16A	18A	20A
t(s)	4	11	31	13	60	15	14

Connaissant les temps d'exposition, les éprouvettes ont été soumises au flux de projectiles pour obtenir le degré de couverture totale. Par ailleurs, pour étudier l'effet du degré de couverture, des éprouvettes ont été exposées deux fois plus longtemps, ce qui a permis d'obtenir une couverture de 200 %.

Cette même procédure a été réalisée sur les éprouvettes de fatigue rotatives mécanisées. Contrairement aux éprouvettes plates, l'exposition des éprouvettes de fatigue au flux de projectiles a été déterminée en fonction du nombre de tours. Pour ce faire, on a utilisé un dispositif qui s'est fait tourner à une vitesse de 1 tour/s. Sous cette condition, les éprouvettes ont été exposées à raison de 3 tours (3 secondes) et le degré de couverture a ensuite été déterminé.

La détermination de la couverture a été effectuée en utilisant la même technique que celle utilisée pour les échantillons plats. Le nombre de rotations (temps) nécessaires pour obtenir une couverture de 100 % à chaque intensité d'Almen a été déterminé. Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau 3.12.

Tableau 3. 12 Temps d'exposition pour obtenir une couverture complète sur les éprouvettes de fatigue en rotation

IA	8A	10A	12A	14A	16A	18A	20A
t(s)	28	48	41	49	60	49	30

Comme pour les éprouvettes plates, les éprouvettes à flux de projectiles ont été surexploitées pour obtenir une couverture de 200 %. De même, des traitements superficiels inférieurs à 100 % de la couverture ont été effectués afin d'évaluer l'effet du degré de couverture sur le comportement à la fatigue du matériau.

3.2.2.2. Évolution de la taille de l'empreinte sur des surfaces planes

La taille de l'empreinte imprimée par les billes sur la surface du matériau est une manifestation directe de l'énergie ou de l'intensité du traitement, étant donné que plus la taille

des projectiles est grande, plus l'énergie cinétique des projectiles est grande au moment de l'impact. Ainsi, les éprouvettes à faible couverture utilisées pour estimer les courbes d'Avrami ont été utilisées pour mesurer la taille moyenne des empreintes générées sur la surface de l'acier traité au moyen de Shot-Peening sous différentes intensités Almen. La méthode de mesure consistait à examiner la surface traitée au microscope optique et à photographier les zones non superposées des pistes jusqu'à l'obtention d'un échantillon représentatif de 55 à 60 pistes. La figure 3.9 a illustré l'évolution de la taille moyenne de l'empreinte sur les surfaces planes de l'acier 35NCD16 par rapport à l'intensité Almen appliquée. Il convient de noter que la relation entre ces deux variables est linéaire, avec un bon ajustement si l'on tient compte de l'écart type des mesures, qui est représenté dans le graphique.

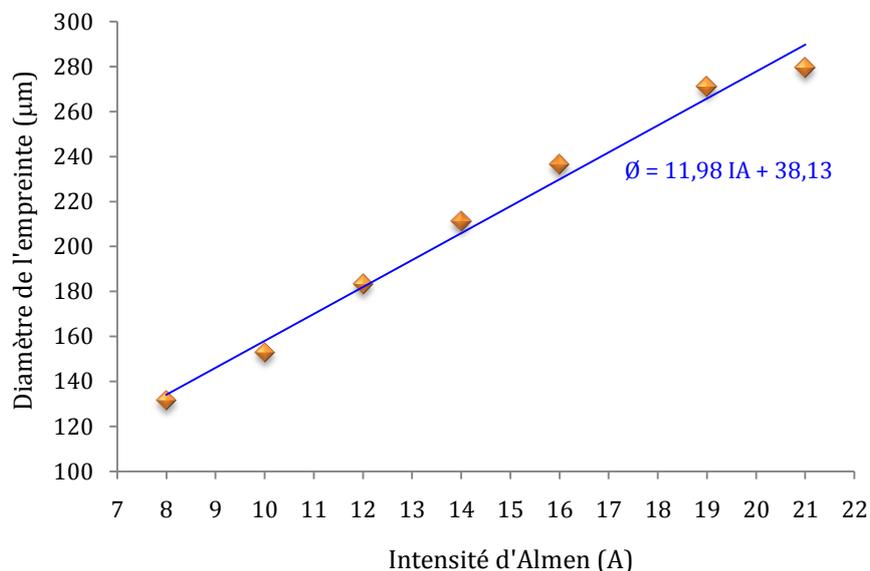


Fig. 3.9 Évolution de la taille de l'empreinte avec l'intensité du traitement de grenaillage

Des études menées par Oka et Yoshida [6-8] ont montré que les dommages résultant de l'impact d'une particule solide sur une surface dépendent de la taille de la particule, de la vitesse d'impact, de la microstructure et des propriétés mécaniques du matériau. Dans ce cas, il a été vérifié la relation linéaire existant entre l'intensité du traitement de Shot-Peening et le diamètre des empreintes générées, ce qui se traduira par un durcissement de surface et, comme prévu, un état plus large de contrainte de compression résiduelle, il soit également tenu compte du fait que plus l'empreinte est élevée, plus sa présence entraîne un facteur de concentration de la contrainte géométrique plus élevé, qui pourrait détériorer le comportement à la fatigue de l'acier.

3.2.3. Analyse superficielle des éprouvettes

3.2.3.1. Aspect de la surface. Rugosité vs courbe de couverture

Afin d'étudier, pour chaque intensité Almen, l'évolution de la rugosité de l'acier en fonction du degré de couverture (toujours à partir d'éprouvettes avec la surface parfaitement polie) différentes éprouvettes ont été exposées au flux de projectiles pendant différents temps d'exposition, allant d'une couverture relativement faible (généralement inférieure à 50 %) à 200%.

Les figures 3.10, 3.11, 3.12 et 3.13 montrent graphiquement les paramètres R_{zDIN} , R_{3Z} , R_q et R_t déterminés simultanément pendant la mesure. Ils montrent que la rugosité augmente avec l'augmentation de la couverture.

Tableau 3. 13 Paramètre de rugosité R_{zDIN} en fonction du degré de couverture

8A		10A		12A		14A		16A		18A		20A	
Deg. Couv.	R_{zDIN} (μm)	Degré Couv.	R_{zDIN} (μm)										
40%	11,655	25%	10,521	30%	14,465	55%	22,358	20%	11,176	7%	5,07	14%	4,698
100%	16,843	65%	18,235	90%	23,032	85%	25,806	60%	18,702	55%	17,197	100%	29,886
200%	19,987	100%	21,910	100%	24,631	200%	30,965	100%	24,069	100%	29,323	200%	29,839
		200%	21,863	200%	25,429			200%	24,772	200%	26,367		

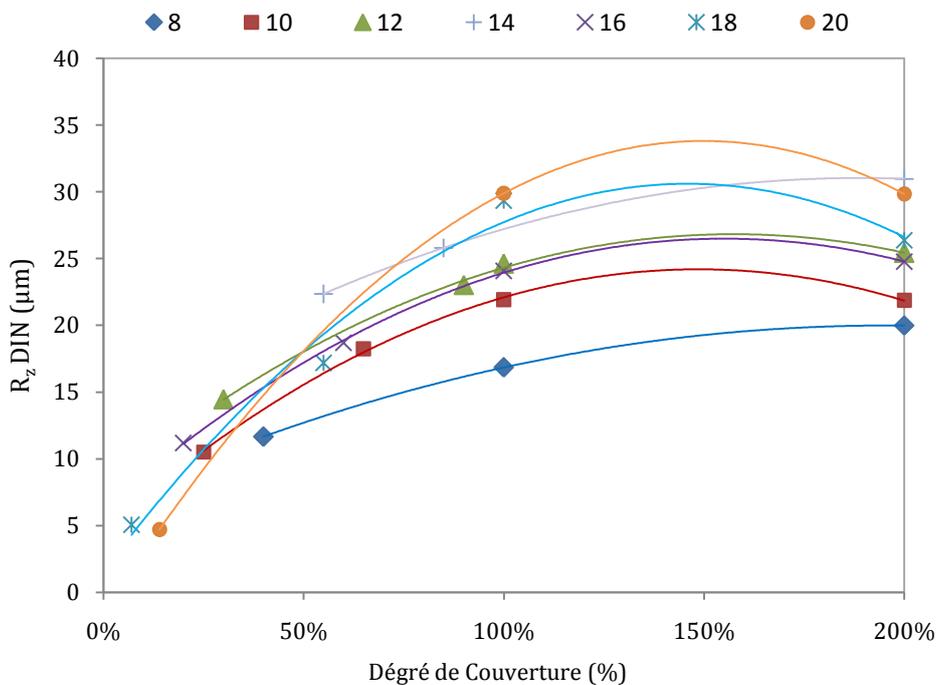


Fig.3. 10 Paramètre de rugosité R_{zDIN} en fonction du degré de couverture

Le paramètre de rugosité R_{zDIN} en fonction de degré de couverture pour les différentes intensités d'Almen est corrélé par un polynôme de degré 2 : $y = a x^2 + b x + c$, et dont les coefficients « a », « b » et « c » sont récapitulés dans le tableau 3.14.

Tableau 3. 14 Corrélation du R_{zDIN} en fonction du degré de couverture pour les différentes intensités Almen.

Intensité d'Almen	Paramètres de la Courbe de tendance de R_{zDIN}			
	R^2	Coefficient « a »	Coefficient « b »	Coefficient « C »
8A	1	-3,439	13,46	6,820
10A	0.998	-8.890	26.42	4.563
12A	0.997	-7.644	24.05	7.904
14A	1	-4.832	18.25	13.77
16A	0.999	-8.447	26.18	6.208
18A	0.978	-13.63	39.78	1.575
20A	1	-15.77	47.26	-1.610

Tableau 3. 15 Paramètre de rugosité R_{3z} en fonction du degré de couverture

8A		10A		12A		14A		16A		18A		20A	
Deg. Couv.	R_{3z} (μm)	Degré Couv.	R_{3z} (μm)										
42%	4,891	25%	4,144	30%	2,174	55%	6,726	20%	2,514	7%	2,106	14%	1,834
80%	11,005	67%	9,239	90%	13,315	85%	14,266	62%	5,801	55%	7,677	65%	10,87
100%	11,073	100%	14,878	200%	15,217	100%	16,644	100%	13,451	100%	16,236	100%	15,149
200%	12,16	200%	13,111			200%	18,342	200%	13,995	200%	15,625	200%	16,44

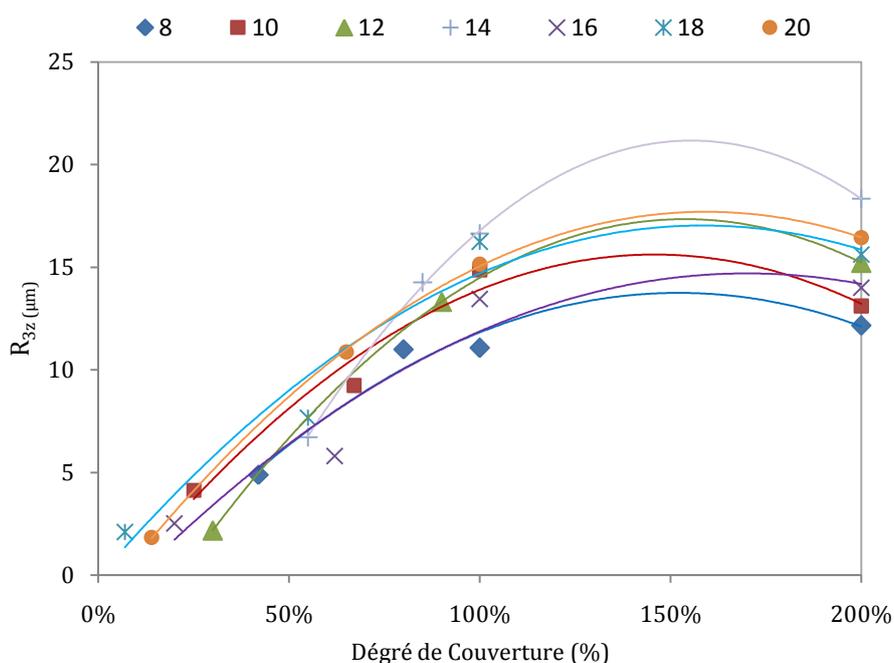


Fig.3. 11 Paramètre de rugosité R_{3z} en fonction du degré de couverture

Le paramètre de rugosité R_{3z} en fonction de degré de couverture pour les différentes intensités d'Almen est ainsi corrélé par un polynôme de degré 2 : $y = a x^2 + b x + c$, et dont les coefficients « a », « b » et « c » sont récapitulés dans le tableau 3.16.

Tableau 3. 16 Corrélation du R_{3z} en fonction du degré de couverture pour les différentes intensités Almen

Intensité d'Almen	Paramètres de la Courbe de tendance de R_{3z}			
	R^2	Coefficient « a »	Coefficient « b »	Coefficient « C »
8A	0,953	-7,102	21,60	-2,680
10A	0,957	-8,162	23,79	-1,733
12A	1	-9,905	30,45	-6,071
14A	0,999	-14,26	44,35	-13,30
16A	0,919	-5,767	19,61	-1,969
18A	0,948	-6,837	21,66	-0,121
20A	0,999	-7,527	23,98	-1,414

Tableau 3. 17 Paramètre de rugosité R_q en fonction du degré de couverture

8A		10A		12A		14A		16A		18A		20A	
Deg. Couv.	R_q (μm)	Degré Couv.	R_q (μm)										
42%	2,473	25%	2,554	30%	3,333	55%	5,511	20%	3,118	7%	1,559	14%	1,478
80%	4,113	67%	4,086	90%	5,43	85%	5,995	62%	4,462	55%	4,624	65%	6,022
100%	4,005	100%	5,538	100%	6,29	100%	7,339	100%	5,995	100%	7,688	100%	7,93
200%	4,731	200%	5,269	200%	6,156	200%	7,715	200%	6,398	200%	6,774	200%	7,957

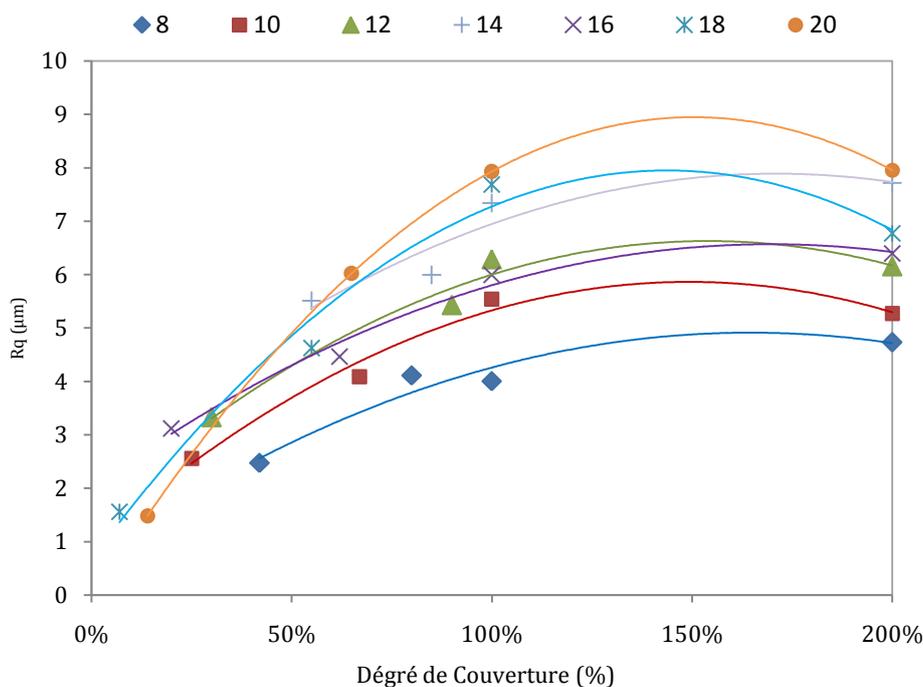


Fig.3. 12 Paramètre de rugosité R_q en fonction du degré de couverture

Le paramètre de rugosité R_q en fonction de degré de couverture pour les différentes intensités d'Almen est corrélé par un polynôme de degré 2 : $y = a x^2 + b x + c$, et dont les coefficients « a », « b » et « c » sont récapitulés dans le tableau 3.18.

Tableau 3. 18 Corrélation du R_q en fonction du degré de couverture pour les différentes intensités Almen

Intensité d'Almen	Paramètres de la Courbe de tendance de R_q			
	R^2	Coefficient « a »	Coefficient « b »	Coefficient « C »
8A	0,936	-1,566	5,157	0,667
10A	0,975	-2,204	6,578	0,952
12A	0,967	-2,161	6,656	1,501
14A	0,869	-1,866	6,383	2,429
16A	0,982	-1,584	5,376	2,007
18A	0,976	-3,524	10,13	0,666
20A	1	-4,019	12,08	-0,135

Tableau 3. 19 Paramètre de rugosité R_t en fonction du degré de couverture

8A		10A		12A		14A		16A		18A		20A	
Deg. Couv.	R_t (μm)	Degré Couv.	R_t (μm)										
42%	2	25%	1,65	31%	2,15	55%	3,96	20%	1,8	7%	0,82	14%	0,67
80%	3,2	67%	3,07	90%	4,43	85%	4,73	62%	3,28	55%	3,23	67%	3,23
100%	3,2	100%	4,51	100%	5,13	100%	5,92	100%	4,72	100%	6,24	100%	6,24
200%	3,8	200%	4,29	200%	4,93	200%	6,22	200%	5,22	200%	5,76	200%	5,76

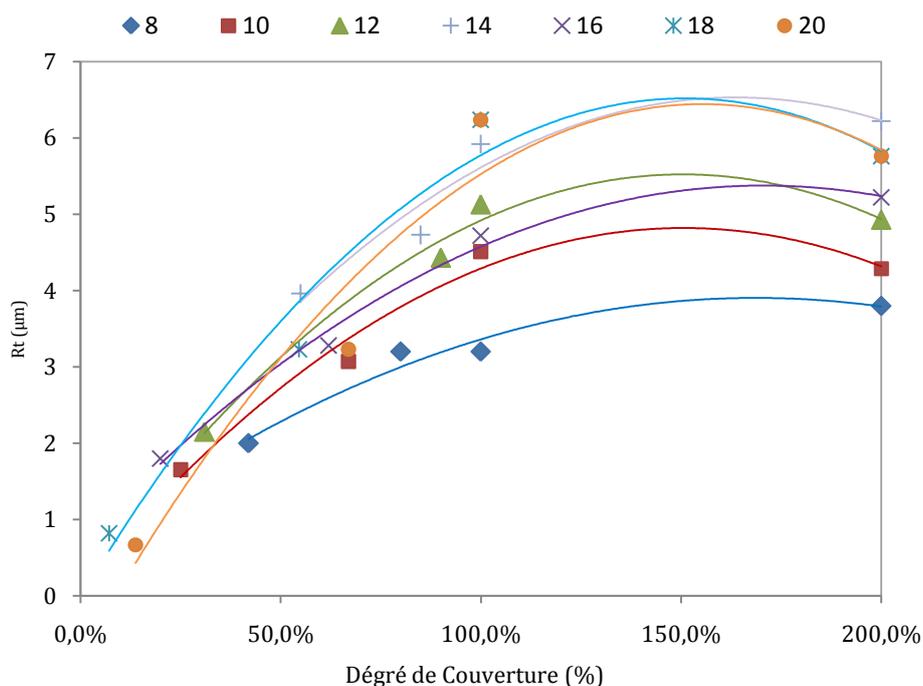


Fig.3. 13 Paramètre de rugosité R_t en fonction du degré de couverture

Le paramètre de rugosité R_q en fonction de degré de couverture pour les différentes intensités d'Almen est à son tour corrélé par un polynôme de degré 2 : $y = a x^2 + b x + c$, et dont les coefficients « a », « b » et « c » sont récapitulés dans le tableau 3.20.

Tableau 3. 20 Corrélation du R_t en fonction du degré de couverture pour les différentes intensités Almen

Intensité d'Almen	Paramètres de la Courbe de tendance de R_t			
	R^2	Coefficient « a »	Coefficient « b »	Coefficient « C »
8A	0,959	-1,153	3,890	0,622
10A	0,971	-2,070	6,237	0,120
12A	0,983	-2,381	7,162	0,137
14A	0,920	-2,269	7,427	0,455
16A	0,990	-1,609	5,492	0,63
18A	0,964	-2,870	8,655	-0,019
20A	0,932	-3,002	9,324	-0,798

Tableau 3. 21 Evolution de la rugosité moyenne (R_a) en fonction de la couverture pour chaque intensité Almen

8A		10A		12A		14A		16A		18A		20A	
%C	R_a [μm]	%C	R_a [μm]	%C	R_a [μm]								
42	2,0	25	1,65	31	2,15	55	3,96	20	1,80	7,2	0,82	13,8	0,67
80	3,2	67	3,07	90	4,43	85	4,73	62	3,28	54,6	3,23	67	3,23
100	3,2	100	4,51	100	5,13	100	5,92	100	4,72	100	6,24	100	6,24
200	3,8	200	4,29	200	4,93	200	6,22	200	5,22	200	5,76	200	5,76

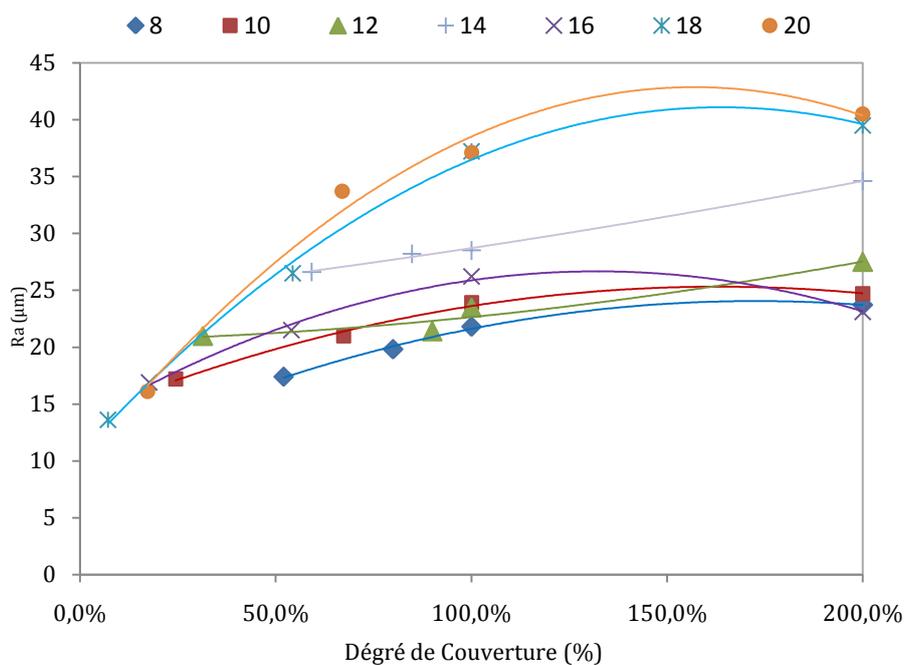


Fig.3. 14 Représentation graphique de l'évolution de la rugosité moyenne (R_a) par rapport à la couverture pour chaque intensité Almen

Le paramètre de rugosité moyenne R_a en fonction de degré de couverture pour les différentes intensités d'Almen est corrélé par un polynôme de degré 2 : $y = a x^2 + b x + c$. Les coefficients « a », « b » et « c » sont récapitulés dans le tableau 3.22.

Tableau 3. 22 Corrélation du R_a en fonction du degré de couverture pour les différentes intensités Almen

Intensité d'Almen	Paramètres de la Courbe de tendance de R_a			
	R^2	Coefficient « a »	Coefficient « b »	Coefficient « C »
8A	0,994	-4,632	16,00	10,23
10A	0,992	-4,285	13,97	13,91
12A	0,941	1,401	0,682	20,56
14A	0,996	0,675	3,865	24,16
16A	0,990	-7,628	20,15	13,34
18A	0,996	-11,36	37,21	10,62
20A	0,985	-13,46	42,25	9,696

Tableau 3. 23 Evolution de la rugosité maximale (R_{max}) en fonction de la couverture pour chaque intensité Almen

8A		10A		12A		14A		16A		18A		20A	
%C	Ra [μ m]	%C	Ra [μ m]	%C	Ra [μ m]	%C	Ra [μ m]	%C	Ra [μ m]	%C	Ra [μ m]	%C	Ra [μ m]
42	17,4	24,4	17,2	31,4	21,0	59,2	26,6	17,7	16,9	7,18	13,6	17,3	16,1
80	19,8	67,3	21,0	90	21,4	84,8	28,2	54	21,5	54,3	26,5	67	33,7
100	21,8	100	23,9	100	23,5	100	28,5	100	26,2	100	37,2	100	37,1
200	23,7	200	24,7	200	27,5	200	34,6	200	23,1	200	39,5	200	40,5

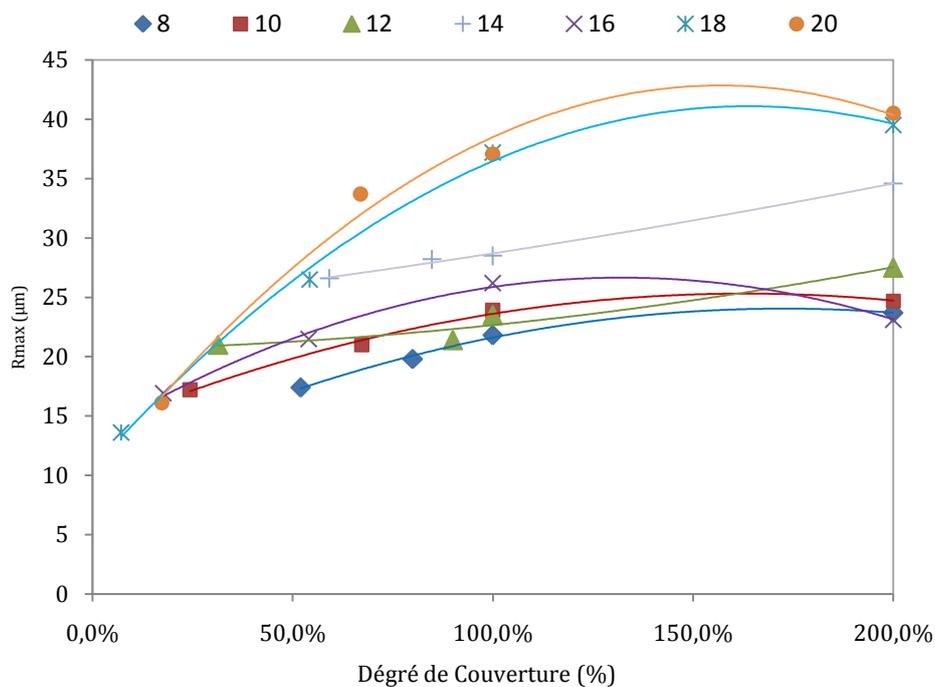


Fig.3. 15 Évolution de la rugosité maximale (R_{max}) en fonction du degré de couverture

Le paramètre de rugosité maximale R_{\max} en fonction de degré de couverture pour les différentes intensités d'Almen est corrélé par un polynôme de degré 2 : $y = a x^2 + b x + c$. Les coefficients « a », « b » et « c » sont récapitulés dans le tableau 3.24.

Tableau 3. 24 Corrélation du R_{\max} en fonction du degré de couverture pour les différentes intensités Almen

Intensité d'Almen	Paramètres de la Courbe de tendance de R_{\max}			
	R^2	Coefficient « a »	Coefficient « b »	Coefficient « C »
8A	0,994	-4,632	16,00	10,23
10A	0,992	-4,285	13,97	13,91
12A	0,941	1,401	0,682	20,56
14A	0,996	0,675	3,865	24,16
16A	0,990	-7,628	20,15	13,34
18A	0,996	-11,36	37,21	10,62
20A	0,985	-13,46	42,25	9,696

Les courbes d'évolution des paramètres de rugosité R_a et R_{\max} montrent une évolution similaire. Lorsque le taux de couverture augmente, les paramètres de rugosité augmentent considérablement pour atteindre le taux de couverture de 100%. Sur la base de la couverture totale, l'augmentation de la rugosité est minime, et même, dans certains cas, une légère baisse a été mesurée à 200 %. Ce dernier effet peut être dû à ce qui a été exposé par Oka, Okamura et Yoshida [7] ; les auteurs soulignent le fait que la capacité de déformation d'un matériau à l'impact avec une particule sphérique dépendra de ses propriétés mécaniques, en particulier la dureté et il est bien connu que la dureté de surface des éprouvettes augmente de manière significative en raison des impacts répétés pendant le processus de Shot-Peening, de sorte que sa capacité de durcissement est pratiquement saturée. En revanche, les bavures générées sur la surface après avoir atteint 100% de couverture peuvent être écrasées par des projectiles lors du processus de Shot-Peening et éliminées par les projectiles lors du processus de grenailage par impact.

Il convient de noter que les éprouvettes sur lesquelles la rugosité a été mesurée ont d'abord été polies, de sorte que les impacts des traitements de Shot-Peening augmentent logiquement la rugosité. Une analyse plus approfondie de ces résultats montre que pour de faibles taux de couverture (faibles temps d'exposition), peu d'impacts sont générés et les résultats obtenus peuvent être peu précis en raison du caractère aléatoire des impacts sur les surfaces.

En revanche, les deux paramètres de rugosité fournissent des valeurs plus élevées lorsqu'une intensité Almen plus élevée est appliquée. En effet, plus le diamètre du projectile ou la vitesse

de celui-ci (intensité Almen) est grande, plus le diamètre de l'empreinte est grand, comme le montre la figure 3.9, et plus la profondeur de l'empreinte est élevée [7]. Comme indiqué ci-dessus, l'application d'une plus grande intensité Almen sur la surface du matériau augmente la rugosité de la surface du matériau, ce qui a été prouvé en comparant les traitements de 8, 10, 12 et 14A. Cependant, il a été observé que la rugosité atteinte après les traitements de 16A est inférieure à celle des traitements de 14A, ce qui signifie que le diamètre du projectile est également un paramètre important à considérer (16A a été traité avec des projectiles de 0,7 mm de diamètre et une pression de 1,5 bar et 14A avec des projectiles de 0,5 mm de diamètre et 3 bars de pression). Dans ce cas, il convient de noter que sous une énergie cinétique similaire, la profondeur des empreintes relevées lors de l'utilisation d'un projectile de plus grand diamètre sera inférieure.

Un autre aspect important à considérer est l'effet sur la finition de surface des traitements de Shot-Peening aux différentes intensités Almen avec le même diamètre de projectile. En comparant les résultats obtenus à des intensités plus élevées, toutes réalisées avec des projectiles CW 0,7 (16, 18 et 20A), l'augmentation de la rugosité avec l'intensité du grenailage est à nouveau évidente. À mesure que la couverture de grenailage augmente, la rugosité moyenne et la rugosité maximale sont connues pour montrer une tendance à la hausse jusqu'à ce que la couverture complète soit atteinte [7, 8].

3.2.3.2. Facteur de concentration de contraintes :

Lors des multiples impacts produits sur la surface du matériau, la déformation plastique de la surface de l'acier entraîne une concentration de contraintes géométriques. Au paragraphe 3.3.1.1, l'équation proposée par J. K. Li [30] pour déterminer le facteur de concentration de contraintes (FCC) a été décrite. Ce facteur a été calculé dans le cas spécifique des empreintes générées dans les processus de Shot-Peening et prévoit la présence d'autres empreintes adjacentes ainsi que l'application d'un état de contraintes unidirectionnelles, en reliant la profondeur h et le diamètre S de l'empreinte à la rugosité superficielle maximale, comme le montre l'équation 3.2.

$$K = 1 + 4 \left(\frac{h}{S} \right)^{1.3} = 1 + 4 \left(\frac{h_{max}}{S} \right)^{1.3} \quad Eq. 3.1$$

L'évaluation du diamètre moyen des empreintes générées par le Shot-Peening a été réalisée en observant au microscope électronique à balayage la morphologie superficielle des échantillons avec une couverture de 100 % correspondant à chaque intensité Almen. En outre,

cette même analyse superficielle a également évalué la présence de dommages macroscopiques qui pourraient agir comme initiateurs de fissures sous charge de fatigue, sans qu'aucun dommage significatif ne soit détecté. Le tableau 3.25 indique les valeurs moyennes du diamètre de l'empreinte ainsi que la rugosité maximale moyenne déterminée dans chaque cas et la valeur du facteur de concentration de tension, calculée à l'aide de l'équation 3.2.

Les résultats du facteur de concentration de contraintes calculé, comme le montre le tableau 3.14, ne semblent pas être très dépendants de l'intensité Almen utilisée, car les valeurs les plus élevées ont été obtenues pour les intensités inférieures et les intensités supérieures. Toutefois, lorsque la même taille de projectile est maintenue, comme dans le cas des intensités 16, 18 et 20A, où des projectiles de 0,7 mm ont été utilisés et également des intensités 12 et 14 A avec des projectiles de 0,5 mm, le facteur de concentration de contraintes augmente dans un cas avec la pression, c'est-à-dire l'intensité Almen, alors que dans un autre cas, avec des projectiles de 0,7 mm de diamètre, aucune différence significative n'est observée. Il est également intéressant de noter que la valeur la plus faible du facteur de concentration de contraintes a été obtenue avec les traitements les plus intensifs, Cela a été fait avec un projectile de plus grande taille (0,7 mm), dont on peut supposer a priori qu'il s'agit d'un facteur de concentration de contraintes important.

Tableau 3. 25 Facteur de concentration de contraintes pour chaque intensité Almen

Intensité	R _{max} (µm)	S (µm)	FCC
8A	21.87	133.5	1.38
10A	29.87	188.0	1.37
12A	33.07	223.5	1.33
14A	40.00	235.0	1.40
16A	32.80	270.0	1.26
18A	37.21	309.4	1.26
20A	37.06	303.6	1.26

3.2.4. Détermination du durcissement superficiel

3.2.4.1. Profils de dureté (toutes les IA)

Les traitements de surface de Shot-Peening sont conditionnés par certains paramètres et variables, qui après avoir été contrôlés permettent d'induire des effets positifs sur la surface du matériau comme la finition de surface, les contraintes résiduelles de compression et le durcissement superficiel. Dans cette section, l'effet du traitement de grenailage sur le

durcissement de surface induit de l'acier 35NCD16 a été développé. Les éprouvettes ont été préalablement rendues rugueuses et polies, par la suite, les traitements de surface ont été réalisés avec une couverture à 100%.Après avoir caractérisé les surfaces par des mesures de rugosité et de microscopie électronique de balayage, pour évaluer la finition de surface et le facteur de concentration de contraintes, les profils de durcissement ont été déterminés et coupés transversalement.

Comme décrit au chapitre 2, des paires de valeurs de dureté et de profondeur ont été tracées comme le montre la figure 3.16.

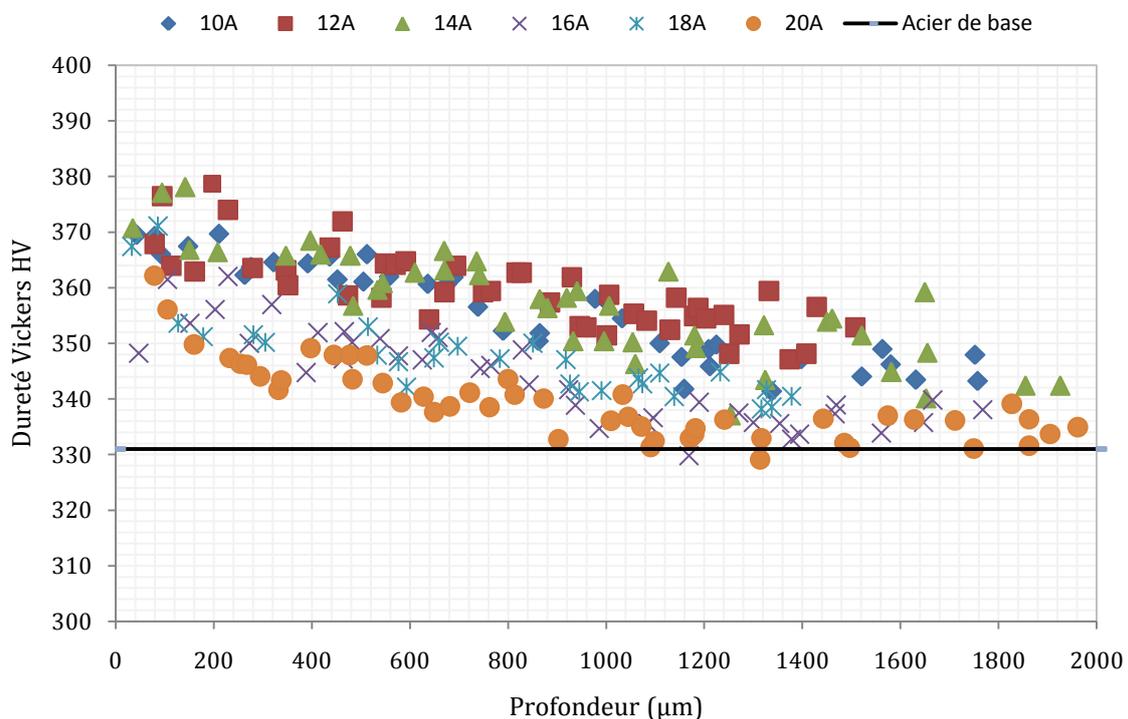


Fig.3. 16 Profils de durcissement superficiel des éprouvettes traitées par grenailage à des intensités Almen de 10, 12, 14, 16, 18 et 20 A.

La figure 3.16 montre que le durcissement le plus important se produit dans les premières 100µm, puis diminue jusqu'à ce qu'il se stabilise à des valeurs proches de la dureté de base de l'acier. Sur les profils montrés, on peut observer que le durcissement induit est assez faible et, par conséquent, la dispersion aux points de mesure a été élevée. Cependant, il a été possible de quantifier le durcissement maximal subi par l'acier dans chaque traitement la profondeur à laquelle il est présenté (Figure 3.16).

Pour déterminer le niveau de durcissement de surface, on a déterminé dans chaque cas la différence entre les valeurs de dureté mesurées dans la région de surface traitée affectée par le

Shot-Peening et la dureté de l'acier de base mesurée dans chaque éprouvette. Cette variation a été relativement faible (inférieure à 40 unités Vickers) pour toutes les intensités Almen. Le durcissement maximal induit et la profondeur approximative de la zone durcie sont indiqués dans le tableau 3.26. Malgré la faible fiabilité des résultats obtenus, le durcissement de surface s'est avéré être lié à la résistance d'Almen, car l'augmentation de la résistance d'Almen appliquée augmentait le durcissement et augmentait la profondeur de la région durcie.

Tableau 3. 26 Durcissement maximum induit et profondeur de la zone affectée

IA	ΔHV (kg/mm ²)	L (mm)
8A	15	0,70
10A	25	0,80
12A	28	0,80
14A	30	0,90
16A	27	0,90
18A	29	0,90
20A	30	1,00

Compte tenu des difficultés identifiées, Soady et al. [66] ont proposé d'estimer la profondeur de la zone affectée par le traitement de grenailage en croisant le profil d'écrouissage superficiel avec le profil de contrainte résiduelle en compression.

Cependant, un autre paramètre permettant d'estimer le durcissement de surface est le FWHM (Full Width at Half Maximum - largeur du pic de diffraction à la moitié de la hauteur) qui est déterminé par la déformation à froid, la taille du grain et le durcissement du matériau [34, 67]. Le paramètre FWHM augmente proportionnellement à la quantité de travail à froid fournie au matériau, car il mesure l'existence de très petites variations dans l'angle de diffraction, liées à des variations tout aussi petites de la distance inter-planaire des plans de diffraction, justifiées par l'existence de dislocations. Ce paramètre serait ainsi directement proportionnel à la densité des dislocations et donc au durcissement par déformation plastique. Il ne s'agit pas d'une mesure directe du durcissement, comme la construction des profils de dureté, mais c'est une estimation réelle de la tendance du matériau à durcir.

La figure 3.17 montre le profil du paramètre FWHM obtenu pour chacun des traitements de Shot-Peening effectués.

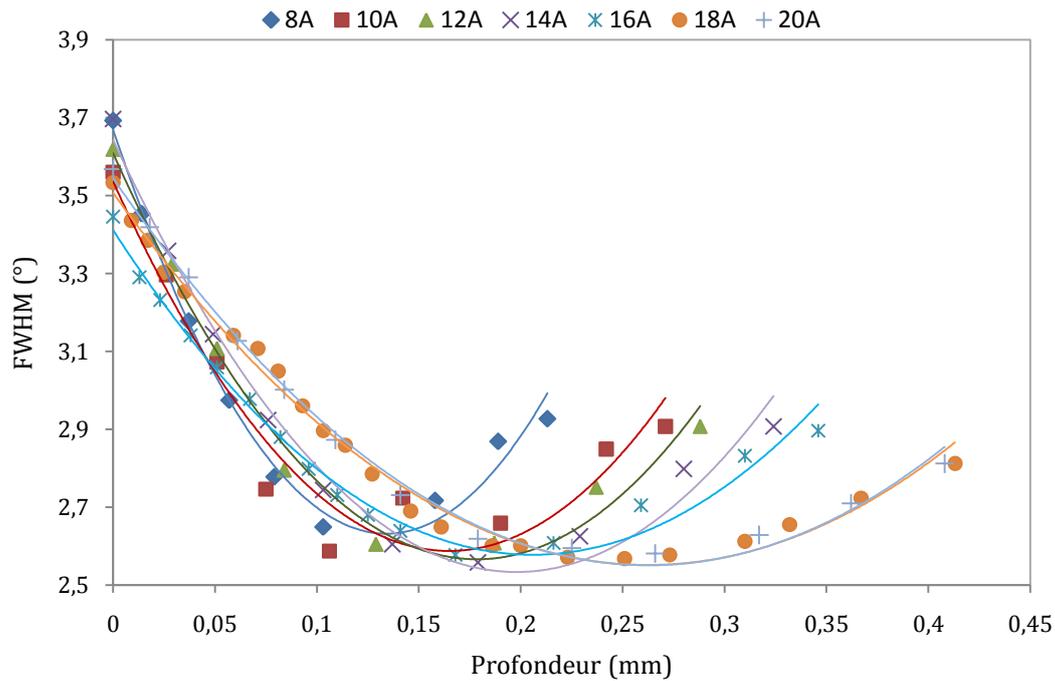


Fig.3. 17 Profils FWHM en fonction de la profondeur - Résultat

Le profil de FWHM en fonction de la profondeur est polynomial de degré 2 : $y = a x^2 + b x + c$. Les coefficients « a », « b » et « c » sont récapitulés dans le tableau 3.27.

Tableau 3. 27 Corrélation du FWHM en fonction de la profondeur pour les différentes intensités Almen

Intensité d'Almen	Paramètres de la Courbe de tendance de FWHM			
	R ²	Coefficient « a »	Coefficient « b »	Coefficient « C »
8A	0,986	57,77	-15,48	3,669
10A	0,930	34,88	-11,50	3,535
12A	0,982	32,76	-11,69	3,609
14A	0,981	28,37	-11,22	3,643
16A	0,983	19,66	-8,098	3,411
18A	0,991	13,89	-7,289	3,507
20A	0,993	14,39	-7,563	3,543

Il est intéressant de noter l'évolution du paramètre FWHM avec la profondeur dans les échantillons traités par Shot-Peening de cet acier. Dans ce cas, bien que prédomine le durcissement superficiel propre au Shot-Peening, à une certaine profondeur, située entre 0,1 et 0,25 mm selon l'intensité Almen appliquée, on observe un minimum dans le facteur FWHM, qui est ensuite légèrement augmenté par la profondeur, jusqu'à atteindre le niveau de l'acier non traité (dans ce cas 2,9°). En d'autres termes, la déformation plastique induite par le Shot-Peening, tout en générant un durcissement de surface clair, a également favorisé dans des régions un peu plus intérieures une sorte d'auto-trempe de l'acier (peut-être, dans les régions

citées, la distorsion du réseau qui génère la déformation plastique à froid favorise la précipitation des carbures, source de l'adoucissement de trempe).

En détaillant les différents profils du paramètre FWHM obtenus, il semble que le durcissement maximal superficiel soit apparemment indépendant de l'intensité du traitement de Shot-Peening. De plus, la figure 3.17 montre le croisement des profils du paramètre FWHM autour d'une profondeur d'environ 30-50 μm . Il convient de noter qu'en dessous des profondeurs ci-dessus, le durcissement augmente avec la force d'Almen jusqu'à ce que la valeur minimale pour chaque profil soit atteinte (notez la position de la courbe dans la plage de profondeur de 50 à 100 μm). Superficiellement, les forces d'Almen inférieures offrent un durcissement maximal. D'autre part, la profondeur affectée dépend fortement de la force d'Almen appliquée et augmente considérablement avec elle. La figure 3.18 montre à la fois la variation de la position du minimum de module FWHM et la profondeur dans l'acier de base à laquelle la valeur de ce paramètre est atteinte en fonction de l'intensité d'Almen appliquée.

Il convient également de souligner que la profondeur à laquelle le paramètre FWHM est affecté par les traitements de Shot-Peening est nettement inférieure à la profondeur de la région durcie qui a été mesurée et montrée dans le tableau 3.27. Dans tous les cas, comme le montre la figure 3.18, le profil du paramètre FWHM semble être une méthode plus simple, fiable et précise lors de la détermination de la profondeur de la zone affectée par les traitements de Shot-Peening que la mesure directe du profil de micro-dureté.

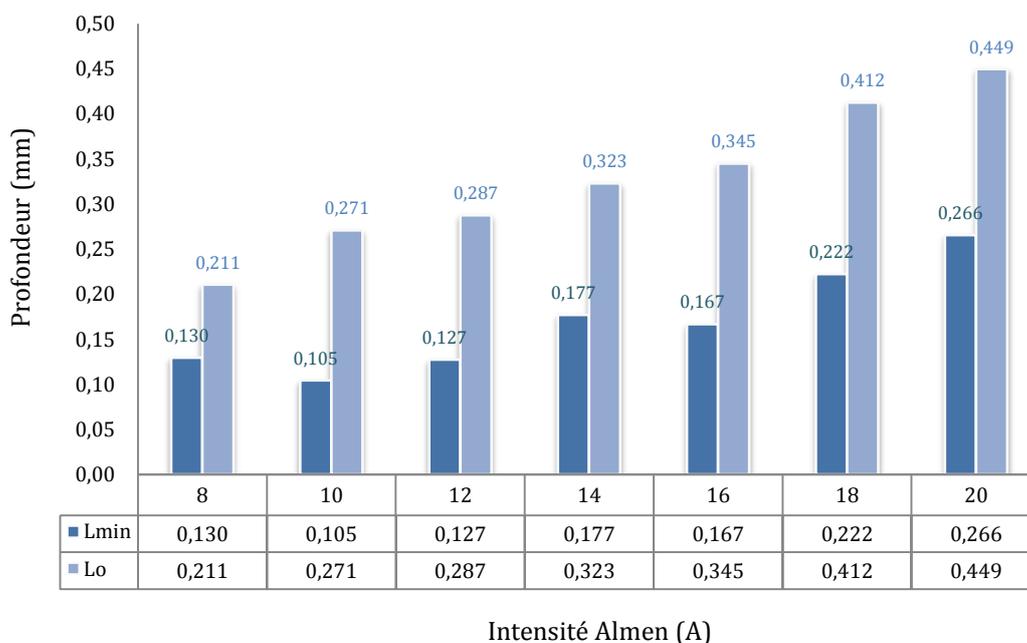


Fig.3. 18 Profondeur minimum du facteur FWHM (L_{min}) et profondeur pour laquelle la FWHM est atteinte de l'acier de base (L_0), en fonction de l'intensité d'Almen appliquée

3.3. Détermination du champ de contraintes résiduelles de compression

3.3.1. Profils de contraintes résiduelles

Tout procédé de Shot-Peening entraîne une déformation plastique de la surface lors du rebond de chaque impact. La zone déformée plastiquement interagit avec le champ élastique sous-superficiel et est ainsi générée dans un champ de contraintes résiduelles réparti à travers la profondeur du composant ou de la pièce traitée par Shot-Peening.

Ce champ de contraintes résiduelles est la somme de tous les champs générés par les multiples impacts individuels sur la surface du matériau et des impacts progressifs qui permettent de couvrir la totalité de la surface de l'échantillon [9] comme le montre la figure 3.19, générant ainsi un état de compression bi-axial, équilibré [34].

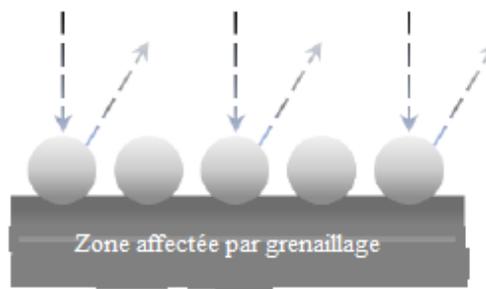


Fig.3. 19 Surface des contraintes résiduelles de compression après multiples impacts individuels

Comme déjà montré et détaillé dans d'autres sections de ce travail, une technique de diffraction des rayons X a été utilisée pour déterminer la contrainte résiduelle de surface, et la même technique a été combinée avec un électro-polissage pour déterminer le profil de contrainte.

La figure 3.20 montre les profils de contraintes résiduelles obtenus à 100% de couverture et différentes intensités d'Almen pour des échantillons d'acier 35NCD16 grenailés en surface. Le tracé de la contrainte résiduelle en fonction de la profondeur identifie des points caractéristiques qui permettent de caractériser et de quantifier les effets des traitements de surface tels que : σ_s^{rc} la contrainte résiduelle de compression sur la surface. σ_{max}^{rc} , la valeur maximale de la contrainte de compression résiduelle se produisant toujours sous la surface, Z_{mc} , qui est définie comme la distance mesurée à partir de la surface où σ_{max}^{rc} se produit, et Z_0 , la profondeur de la région affectée.

Le profil de contrainte de compression résiduelle en fonction de la profondeur est polynomial de degré 2 : $y = a x^2 + b x + c$. Les coefficients « a », « b » et « c » sont récapitulés dans le tableau 3.28.

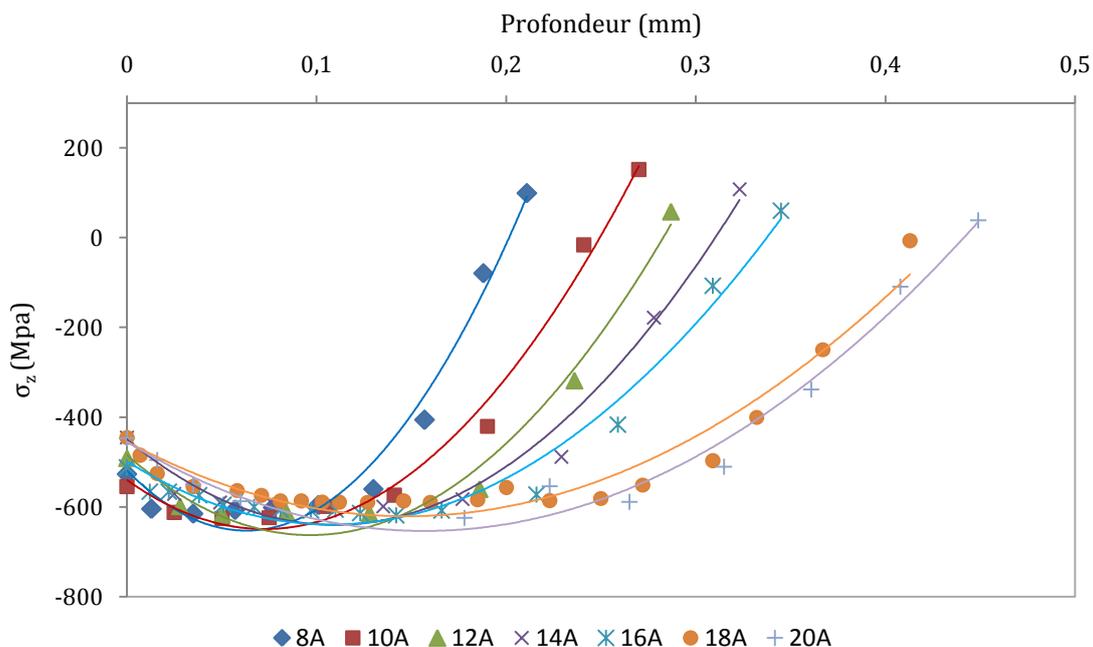


Fig.3. 20 Profil de contrainte de compression résiduelle pour les intensités Almen 8, 10, 12, 14, 16, 18 et 20A

Tableau 3. 28 Corrélation de σ_z en fonction de la profondeur pour les différentes intensités Almen

Intensité d'Almen	Paramètres de la Courbe de tendance de σ_z			
	R ²	Coefficient « a »	Coefficient « b »	Coefficient « C »
8A	0,975	33876	-4256	-518,6
10A	0,988	20745	-3011	-539,6
12A	0,979	19092	-390	-484,2
14A	0,975	15887	-3479	-449,3
16A	0,972	12104	-2607	-498,4
18A	0,936	7636	-2251	-454,4
20A	0,975	8056	-2526	-454,9

Le tableau 3.29 résume quatre aspects distinctifs.

Tableau 3. 29 Paramètres caractéristiques représentatifs du profil de contrainte résiduelle de compression maximale

IA	σ_s^{rc} (Mpa)	σ_{max}^{rc} (Mpa)	Z _{mc} (mm)	Z ₀ (mm)
8	-522	-621	0.0355	0.2010
10	-549	-634	0.0500	0.2500
12	-480	-627	0.1283	0.2820
14	-439	-609	0.1358	0.3090
16	-513	-628	0.1406	0.3380
18	-443	-595	0.1597	0.4120
20	-448	-636	0.1787	0.4400

La figure 3.21 montre les valeurs de la contrainte de compression superficielle et de la contrainte résiduelle de compression maximale en fonction de la résistance d'Almen appliquée. Parmi les résultats ressort le fait que les contraintes de compression résiduelles maximales obtenues avec les différents traitements étaient pratiquement identiques.

En revanche, les contraintes résiduelles de compression en surface ne sont pas significativement modifiées par ces traitements, même si dans ce cas leur amplitude tend à diminuer légèrement pour les traitements les plus intensifs, c'est-à-dire que l'application d'une intensité Almen excessive entraîne un certain relâchement de la tension résiduelle dans la région la plus superficielle. Ce résultat est également conforme à ce qui avait été observé lors de l'analyse des profils du paramètre de durcissement FWHM, où il avait été constaté que dans la région la plus superficielle, les traitements les plus intensifs entraînaient moins de durcissement (voir Figure 3.18).

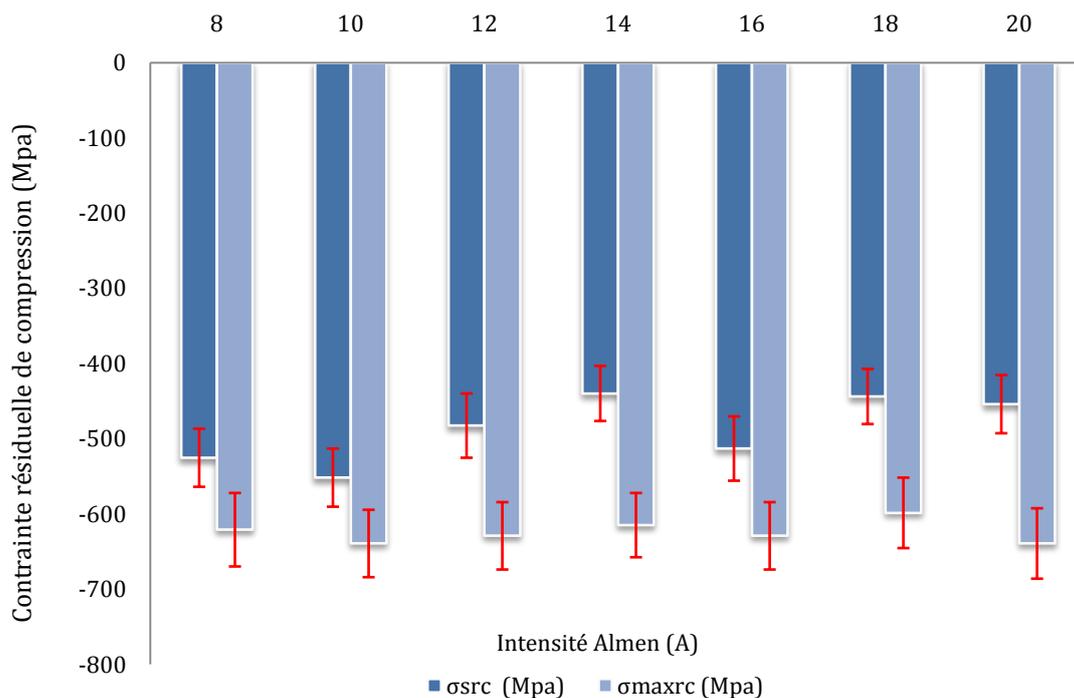


Fig.3. 21 Evolution des contraintes σ_s^{rc} et σ_{max}^{rc} avec l'intensité Almen appliquée

Des valeurs moyennes de contrainte de compression résiduelle de surface et de contrainte de compression résiduelle maximale de 485 et 621 MPa, respectivement, ont été obtenues. Ces valeurs moyennes de contrainte résiduelle correspondent à environ 53% et 68%, et 40% et 52% de la limite d'élasticité de cet acier par rapport à la résistance à la traction.

Le plus grand effet de la résistance d'Almen sur les paramètres caractéristiques du profil de contrainte résiduelle était les paramètres Z_{mc} et Z_0 . Ces deux paramètres sont tracés par rapport à la force d'Almen dans la figure 3.22, reflétant clairement une augmentation significative des deux paramètres avec la force du traitement.

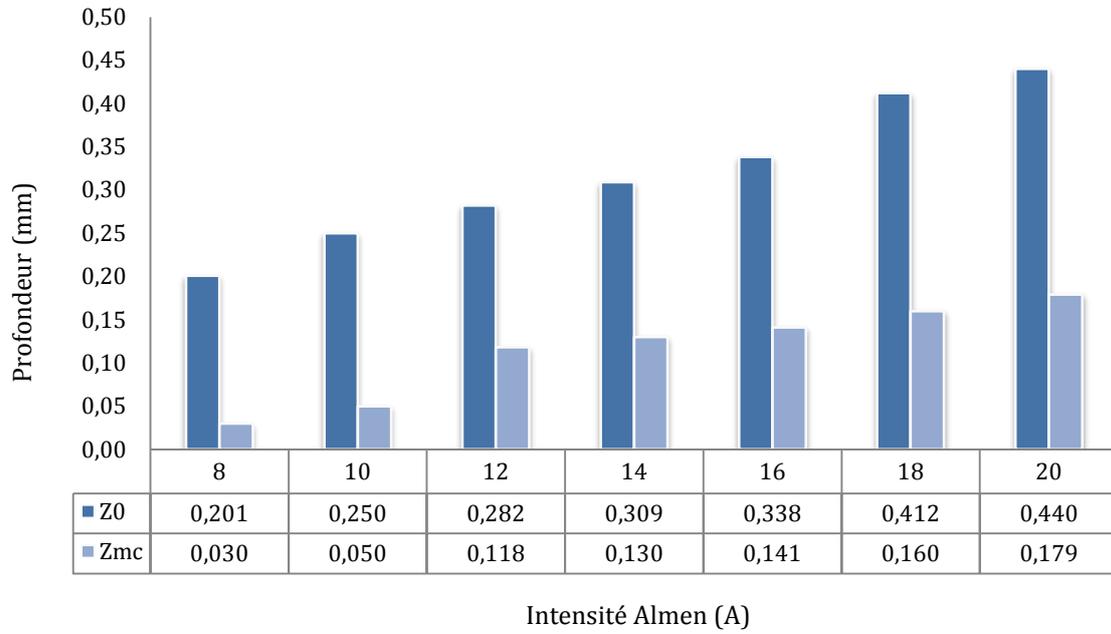


Fig.3. 22 Évolution des profondeurs Z_{mc} et Z_0 avec l'intensité d'Almen appliquée

La figure 3.23 montre la valeur de la contrainte résiduelle de compression maximale en fonction de la profondeur à laquelle la contrainte résiduelle de compression maximale apparaît pour chaque résistance d'Almen. Les différences de répartition et de profondeur du champ de contraintes résiduelles de compression obtenues à chaque force d'Almen peuvent être justifiées sur la base de la propagation des contraintes de la surface vers l'intérieur de la pièce. Une étude de Kobayashi et al. [67-69] ont constaté qu'après un essai d'indentation dynamique, le passage au traitement de grenailage est possible, la distribution des contraintes de compression résiduelles change en fonction de la taille de l'empreinte et des vitesses de déformation, aspects qui dépendent directement de l'énergie cinétique d'impact. Ils ont également montré que dans les essais avec des impacts simultanés, une distribution uniforme des contraintes résiduelles de compression est créée en raison du chevauchement des empreintes.

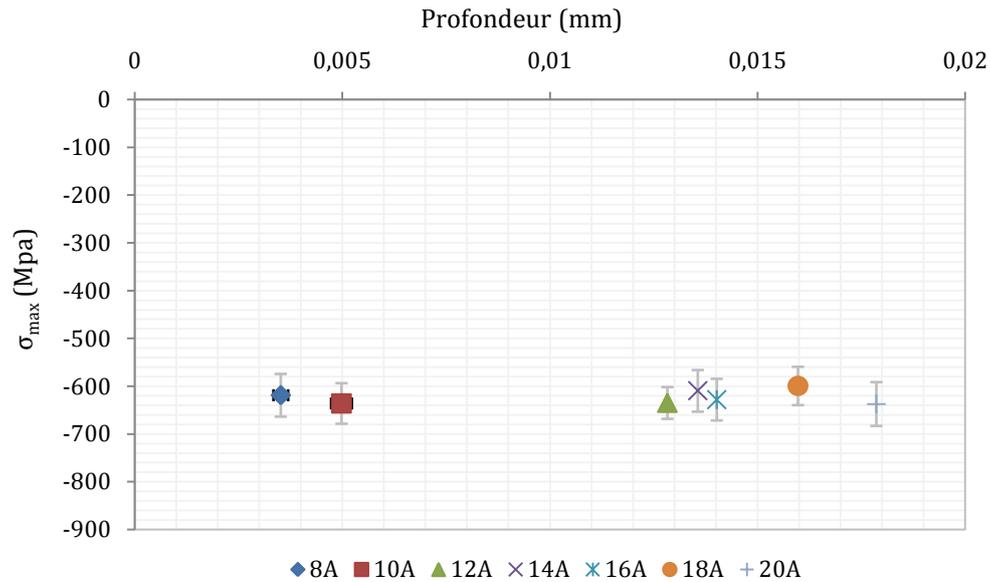


Fig.3. 23 Représentation graphique des contraintes résiduelles maximales de compression en fonction de la profondeur

Ce qui précède fournit une explication facile à comprendre de la différence entre l'amplitude de la partie altérée et la profondeur à laquelle la contrainte résiduelle maximale se produit. Cependant, après la contrainte de compression maximale, la contrainte de compression résiduelle diminue en raison de l'équilibre des contraintes internes existant dans le matériau [34] comme le montrent les figures 3.20.

En raison de l'équilibre entre les contraintes internes dans le matériau, un dernier paramètre caractéristique du profil de la contrainte résiduelle a été introduit. Il a été jugé intéressant d'analyser la longueur de la région superficielle dans laquelle une contrainte résiduelle de compression importante s'est développée (Z_{mc}^t), qui correspondrait à la taille de la région dans laquelle les fissures de fatigue se développeront avec difficulté. Il y aurait plusieurs façons de quantifier ce paramètre en fonction du critère adopté pour définir ce qu'est une contrainte de compression importante. Plusieurs critères ont été utilisés à cet égard. Le premier serait de prendre comme référence la tension résiduelle superficielle, pour délimiter la taille de la région dans laquelle la tension résiduelle de compression dépasse la tension résiduelle superficielle. Un deuxième critère serait d'identifier cette région comme celle où la contrainte résiduelle de compression est supérieure à une valeur donnée, qui pourrait être de 50% de la limite élastique de l'acier (457 MPa) ou de 40% de la limite élastique de l'acier (366 MPa). La figure 3.24 présente les valeurs de la taille de la région soumise à de fortes contraintes résiduelles de compression en fonction de l'intensité Almen appliquée. Cette

figure montre clairement qu'en augmentant l'intensité Almen, la taille de cette région augmente de manière significative, quel que soit le critère utilisé pour la définir.

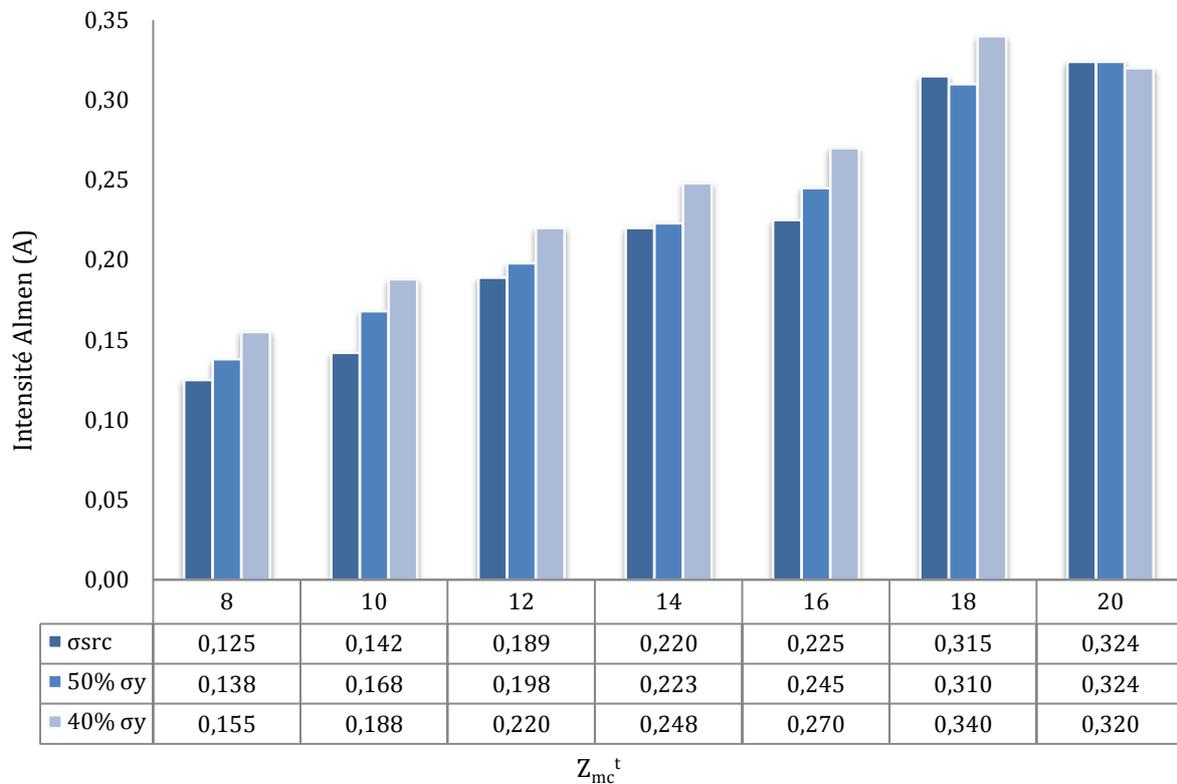


Fig.3. 24 Évolution en profondeur de la zone à forte contrainte résiduelle de compression (Z_{mc}^t) en fonction d'intensité d'Almen

3.3.2. Détermination de la zone affectée par les traitements de Shot-Peening

Il a été mentionné que l'une des méthodes de détermination de la zone affectée par les traitements par Shot-Peening est la procédure proposée par Soady et al [66], qui consiste à croiser les profils de contrainte résiduels avec ceux de durcissement superficiel. À cet égard, si l'on compare les figures 3.20 et 3.24, on constate que la profondeur de la région affectée par la présence de contraintes résiduelles de compression tend à être proche de la profondeur affectée par le durcissement mesuré par le paramètre FWHM. Afin de mieux cerner ce point et de déterminer plus précisément la profondeur affectée par les traitements de Shot-Peening dans les figures 3.25 à 3.32, les profils de la contrainte résiduelle et du paramètre FWHM ont été représentés ensemble pour chacune des intensités Almen appliquées. On peut y voir la zone où le FWHM se stabilise autour de 2.90° .

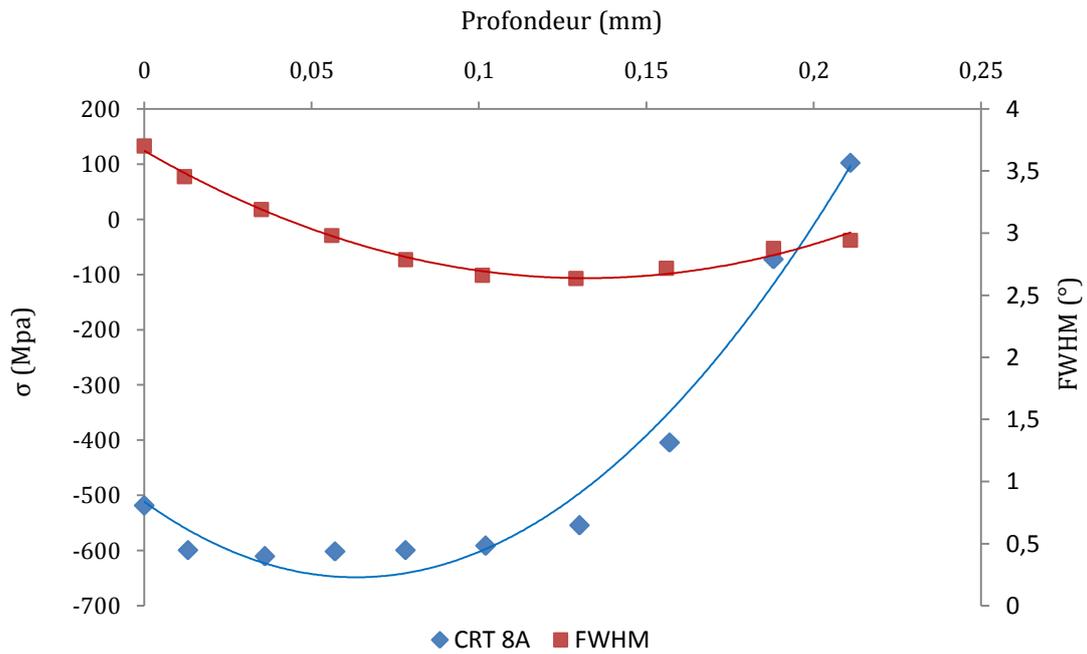


Fig.3. 25 Profil de contrainte résiduelle de compression (CRT) et paramètre FWHM pour un traitement de grenailage effectué à 8A

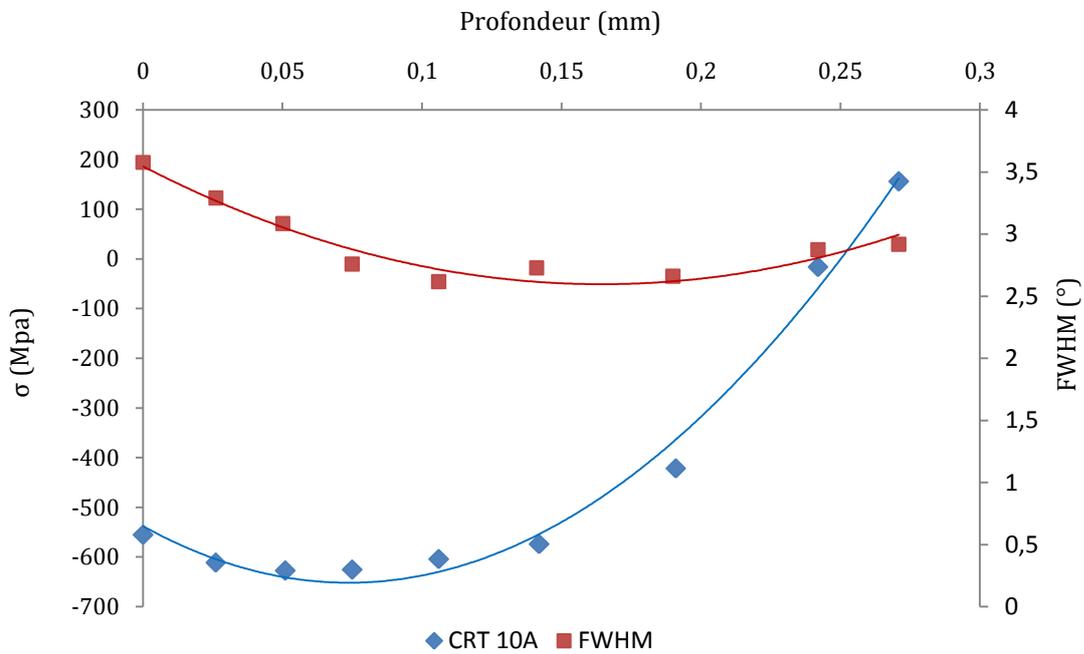


Fig.3. 26 Profil de contrainte résiduelle de compression (CRT) et paramètre FWHM pour un traitement de grenailage effectué à 10A

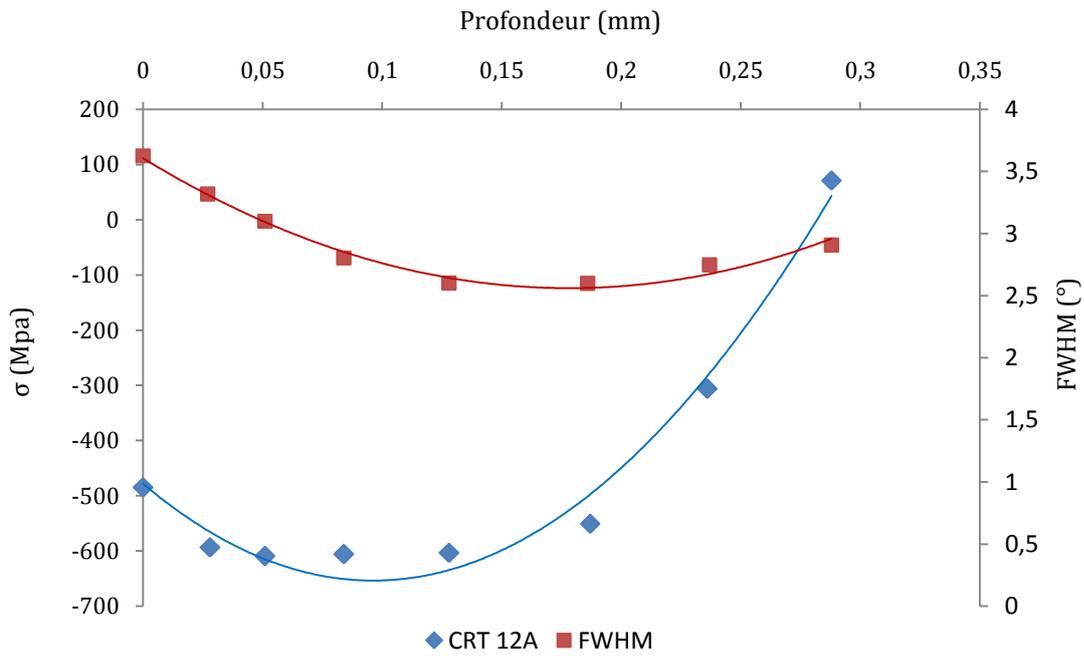


Fig.3. 27 Profil de contrainte résiduelle de compression (CRT) et paramètre FWHM pour un traitement de grenailage effectué à 12A

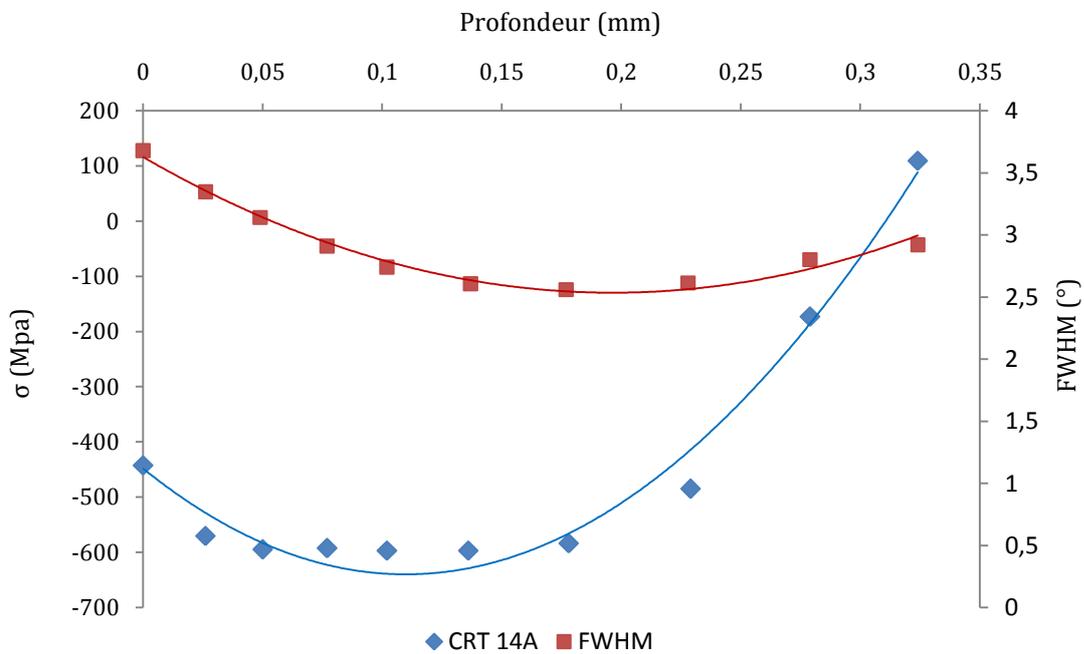


Fig.3. 28 Profil de contrainte résiduelle de compression (CRT) et paramètre FWHM pour un traitement de grenailage effectué à 14A

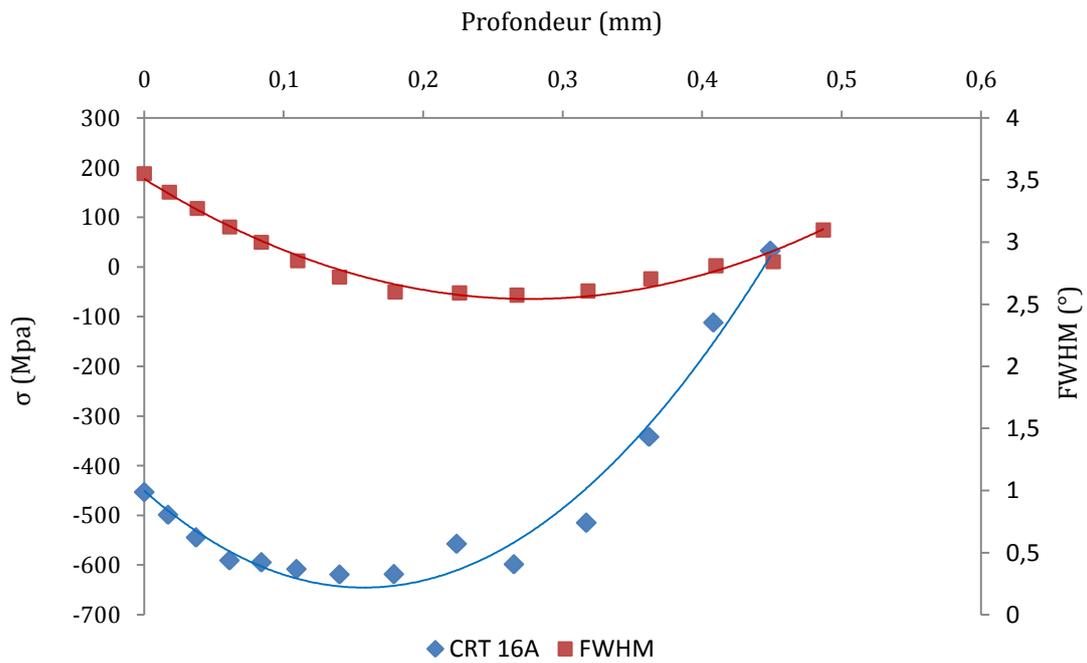


Fig.3. 29 Profil de contrainte résiduelle de compression (CRT) et paramètre FWHM pour un traitement de grenailage effectué à 16A

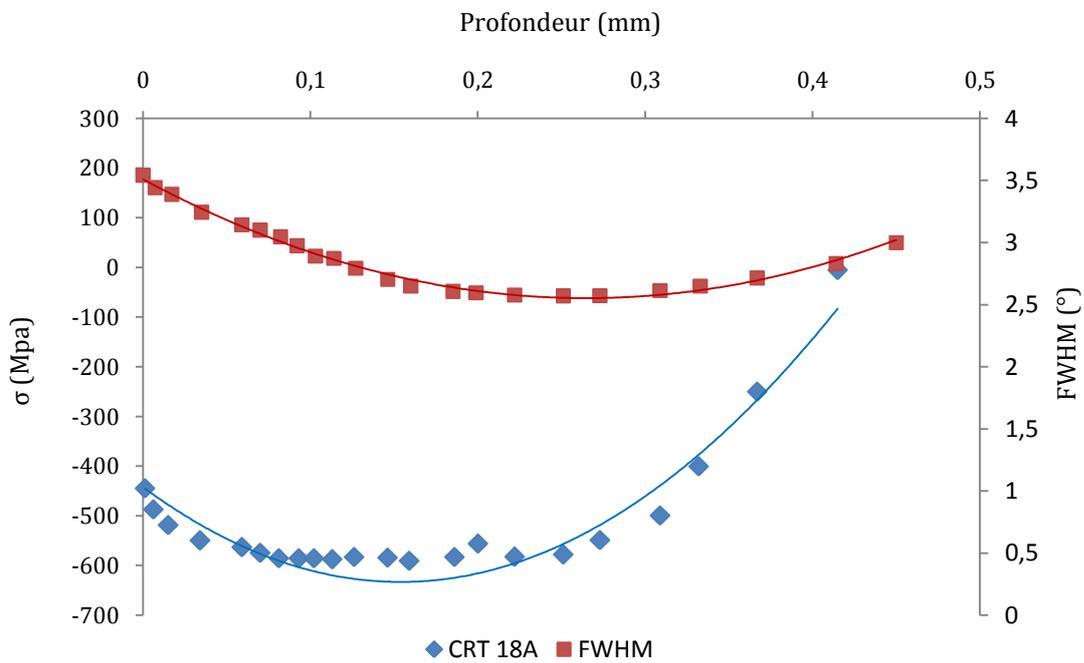


Fig.3. 28 Profil de contrainte résiduelle de compression (CRT) et paramètre FWHM pour un traitement de grenailage effectué à 18A

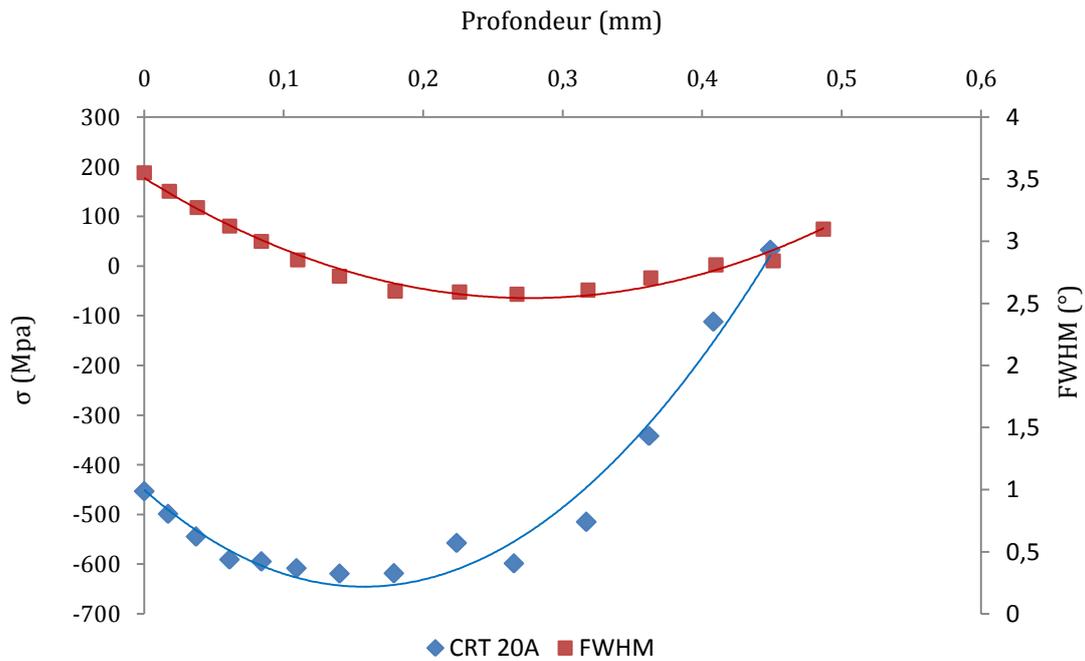


Fig.3. 29 Profil de contrainte résiduelle de compression (CRT) et paramètre FWHM pour un traitement de grenailage effectué à 20A

À partir du tracé précédent, la profondeur de la zone affectée par le processus de grenailage a été déterminée avec plus de précision. Ainsi, la zone d'intérêt a été déterminée comme étant indiquée par la moyenne entre la profondeur de stabilisation du FWHM et la profondeur Z_0 présente dans le profil de contrainte résiduelle.

Les résultats obtenus pour chaque intensité d'Almen sont résumés dans la Figure 3.30.

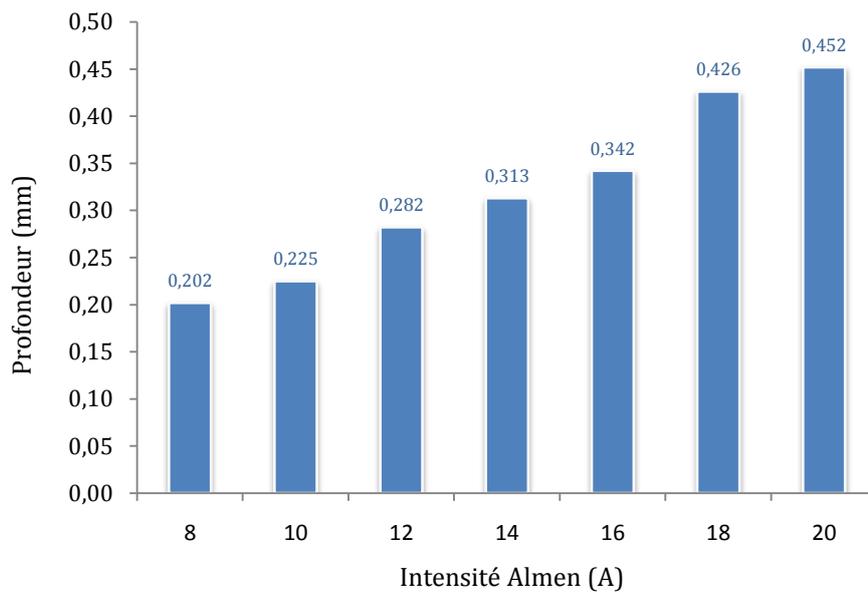


Fig.3. 30 Profondeur affectée par le traitement de grenailage déterminé par les profils des contraintes résiduelles de compression et le paramètre FWHM pour chaque intensité d'Almen

Conclusion générale

Dans ce travail a été mis au point la technique d'exécution des essais de Shot-Peening sur une machine de laboratoire à pression directe d'air, dans laquelle l'intensité du traitement a été contrôlée avec précision à la fois (intensité Almen) comme le degré de couverture. En outre, la technique de mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X et celle d'obtention des profils de la contrainte résiduelle ont également été mises au point, en utilisant la technique de l'électro-polissage, l'incertitude associée à ces mesures étant également déterminée.

Le principal objectif de notre travail étant l'évaluation des effets des traitements de Shot-Peening appliqués dans une large gamme d'intensités sur un acier 35NCD16 trempé et revenu, On a constaté que c'est la taille des projectiles qui influe le plus sur l'intensité du traitement et, dans un second temps, la pression de l'air. Plus le diamètre des projectiles et la pression de l'air utilisés dans le traitement de Shot-Peening sont élevés, plus l'intensité d'Almen est atteinte.

Il a été démontré qu'il existe une relation directement proportionnelle entre l'énergie cinétique des projectiles, la taille des empreintes de pas générées en frappant la surface du matériau et l'intensité Almen du traitement.

Sur la base d'éprouvettes polies, il a été démontré que la rugosité générée par les traitements de Shot-Peening augmente significativement jusqu'à une couverture de 100% et, pour les couvertures plus grandes, la rugosité reste à peu près constante. Par ailleurs, la rugosité de surface induite augmente avec l'intensité du traitement et, pour des traitements de même intensité, la rugosité diminue avec l'augmentation de la taille des projectiles. Quoi qu'il en soit, il a été démontré que la rugosité n'est pas un paramètre indicatif des dommages de surface induits par les traitements de Shot-Peening.

Il a été démontré que l'augmentation de la dureté de surface générée par les traitements de Shot-Peening, même pour les traitements les plus intenses, n'a jamais été très importante (25 unités Vickers) si bien que l'erreur associée à ces mesures empêche de quantifier avec précision le durcissement, alors que le paramètre FWHM semble être une méthode beaucoup plus simple, fiable et précise lors de la quantification du durcissement et pour déterminer la profondeur affectée par les traitements de Shot-Peening que la mesure directe du profil de micro-dureté. Il est ainsi démontré que, plus l'intensité Almen du traitement de Shot-Peening

appliqué est élevée, plus le durcissement superficiel est généré et plus la profondeur de la région affectée par ce durcissement est élevée.

L'augmentation de l'intensité Almen du traitement de Shot-Peening se traduit principalement par l'augmentation approximativement linéaire de la région soumise à des contraintes résiduelles de compression, sans modification sensible de la contrainte résiduelle de compression maximale (celle-ci représente environ 50% de la résistance à la traction du matériau), ni la contrainte résiduelle de compression superficielle, bien qu'il ait été constaté que cette dernière diminue légèrement avec les traitements trop intenses, sous l'effet d'un phénomène de relaxation induit par la déformation plastique.

Les essais réalisés pour étudier le comportement à la fatigue du matériau traité par Shot-Peening sous différentes intensités Almen ont permis d'établir que tous les traitements de Shot-Peening ont amélioré le comportement face aux charges cycliques de l'acier 35NCD16 par rapport aux éprouvettes usinées de manière conventionnelle. Il a été démontré que le traitement effectué avec l'intensité Almen de 10A est celui qui a donné lieu à un rapport optimal des effets du traitement de surface, état de surface, durcissement de surface, contraintes résiduelles de compression, pour l'acier 35NCD16 analysé dans ce travail, qui nous a permis d'augmenter la durée de vie à la fatigue de l'acier. Ce traitement améliore également sensiblement le comportement à la fatigue obtenu en utilisant des éprouvettes avec un polissage spéculaire. À cet égard, il a été démontré que le meilleur traitement de Shot-Peening est celui qui génère dans le matériau à traiter un champ de contraintes résiduel suffisamment large, sans endommager sa surface.

L'étude de l'impact de la couverture par grenailage (GC) a montré qu'une couverture inférieure à 100% ne garantit pas un champ de contraintes résiduelles de compression uniforme et réduit la résistance à la fatigue. Une couverture de 200% réduit la rugosité mais a peu d'effet sur le profil de durcissement ou le profil des contraintes de compression résiduelles produites.

Il a été démontré que si, après un traitement de Shot-Peening à haute énergie (20A), un deuxième traitement de faible intensité est appliqué, il est possible d'améliorer sensiblement le comportement à la fatigue de l'acier après le premier traitement. Ces seconds traitements n'affectent plus la rugosité, ni le durcissement superficiel, ni les contraintes résiduelles générées par le traitement précédent et leur effet principal semble être d'atténuer les dommages générés par le traitement à haute intensité. Toutefois, il convient de souligner que les résultats obtenus après les doubles traitements n'ont pas dépassé le rendement du matériau

traité superficiellement à l'intensité optimale de 10A. Il a également été constaté que si, après l'application d'un traitement à haute énergie (20A), la couche superficielle de la matière présumée endommagée est éliminée, On a également réussi à améliorer la durée de vie à la fatigue de l'acier en termes similaires à ceux des traitements doubles, c'est-à-dire sans pour autant dépasser le rendement du matériel traité superficiellement à l'intensité optimale de 10A.

Il convient en outre de considérer que l'application d'un deuxième traitement, soit du Shot-Peening, et notamment l'élimination de la couche la plus superficielle endommagée, entraîne un coût significatif et ne s'appliquerait qu'aux produits industriels, si cela peut augmenter considérablement la durée de vie.

Bibliographie

- [1]. Nascimento, M. P., et al. « Effects of Surface Treatments on the Fatigue Strength of AISI 4340 Aeronautical Steel ». *International Journal of Fatigue*, vol. 23, n° 7, août 2001, p. 607-18. *ScienceDirect*, [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(01\)00015-9](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00015-9).
- [2]. Torres, M. A. S., et H. J. C. Voorwald. « An Evaluation of Shot-Peening, Residual Stress and Stress Relaxation on the Fatigue Life of AISI 4340 Steel ». *International Journal of Fatigue*, vol. 24, n° 8, août 2002, p. 877-86. *ScienceDirect*, [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(01\)00205-5](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00205-5)
- [3]. Hills, D. A., et D. W. Ashelby. « The Influence of Residual Stresses on Contact-Load-Bearing Capacity ». *Wear*, vol. 75, n° 2, janvier 1982, p. 221-39. *ScienceDirect*, [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(82\)90150-8](https://doi.org/10.1016/0043-1648(82)90150-8).
- [4]. Johnson, K. L. « Deformation of a Plastic Wedge by a Rigid Flat Die under the Action of a Tangential Force ». *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 16, n° 6, novembre 1968, p. 395-402. *ScienceDirect*, [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(68\)90003-3](https://doi.org/10.1016/0022-5096(68)90003-3).
- [5]. Noyan, Ismail C., et Jerome B. Cohen. « Experimental Errors Associated with the X-Ray Measurement of Residual Stress ». *Residual Stress: Measurement by Diffraction and Interpretation*, édité par Ismail C. Noyan et Jerome B. Cohen, Springer, 1987, p. 164-210. *Springer Link*, https://doi.org/10.1007/978-1-4613-9570-6_6.
- [6]. Oka, Y. I., et al. « The Impact Angle Dependence of Erosion Damage Caused by Solid Particle Impact ». *Wear*, vol. 203-204, mars 1997, p. 573-79. *ScienceDirect*, [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(96\)07430-3](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07430-3).
- [7]. Oka, Y. I., et al. « The Impact Angle Dependence of Erosion Damage Caused by Solid Particle Impact ». *Wear*, vol. 203-204, mars 1997, p. 573-79. *ScienceDirect*, [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(96\)07430-3](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07430-3).
- [8]. Oka, Y. I., et T. Yoshida. « Practical Estimation of Erosion Damage Caused by Solid Particle Impact: Part 2: Mechanical Properties of Materials Directly Associated with Erosion Damage ». *Wear*, vol. 259, n° 1, juillet 2005, p. 102-09. *ScienceDirect*, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.01.040>.
- [9]. Al-Obaid, Y. F. « Shot-Peening Mechanics: Experimental and Theoretical Analysis ». *Mechanics of Materials*, vol. 19, n° 2, janvier 1995, p. 251-60. *ScienceDirect*, [https://doi.org/10.1016/0167-6636\(94\)00036-G](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)00036-G).
- [10]. Webster, G. A., et A. N. Ezeilo. « Residual Stress Distributions and Their Influence on Fatigue Lifetimes ». *International Journal of Fatigue*, vol.23, janvier 2001, p.375-83. *ScienceDirect*, [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(01\)00133-5](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00133-5).
- [11]. Sanjurjo, P., et al. « The Influence of Shot-Peening on the Fatigue Behaviour of Duplex Stainless Steels ». *Procedia Engineering*, vol.2, n°1, avril 2010, p.1539-46. *ScienceDirect*, <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2010.03.166>.
- [12]. Miao, H. Y., et al. « An Analytical Approach to Relate Shot-Peening Parameters to Almen Intensity ». *Surface and Coatings Technology*, vol. 205, n° 7, décembre 2010, p. 2055-66. *ScienceDirect*, <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.08.105>.
- [13]. Miao, H. Y., et al. « Experimental Study of Shot-Peening and Stress Peen Forming ». *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, n° 15, novembre 2010, p.2089-102. *ScienceDirect*, <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.07.016>.
- [14]. Hale, D. Shot Quality an How to Select shot for Peening. Technical Bulletin Ervin Industries. 1988; VIII(6) : 2.

- [15]. P. Sanjurjo, C. Rodríguez, I. F. Pariente, F. J. Efecto del Shot-Peening sobre la vida a fatiga de aceros inoxidables duplex. Gijón: Universidad de Oviedo; 2008. p. 64.
- [16]. David Kirk. Shot particle shape. *The Shot Peener*. 2003;17(4).
- [17]. M.C. SHARMA and A. MUBEEN. Effect of Shot Size on Peening Intensity for Local Peening of Different Thickness Samples. *Journal of Mechanical Working Technology*, 8 (1983) 155-160
- [18]. Bob Gillespie and Daniel B. Fowler. Evaluation of Size and Shape of Shot-Peening Media by Image Analysis. SAE 1991.
- [19]. Gillespie, R.D. and Gloerfeld, H.. An investigation of the durability and breakdown characteristics of Shot-Peening media. 4th International Conference on Shot-Peening. Tokyo, Japan; 1990. p. 27-36.
- [20]. Champaigne J. Cast steel sizes and equivalent cut wire shot sizes. *The Shot Peener*. 2005.
- [21]. J1173 S. Size classification and characteristics of glass beads for peening. In: Engineers SoA, editor; 1988.
- [22]. Wieland, Richard C. A statistical analysis of the Shot-Peening intensity measurement. Advanced Metal Process Corporation. 1993.
- [23]. David Kirk. Saturation Curve Analysis and Quality Control. *The Shot Peener*. 2006; 20(3):4.
- [24]. David Kirk. Accuracy of computerized saturation curve analysis. *The Shot Peener*. 2006;20(1).
- [25]. SAE-J2597. Computer Generated Shot-Peening Saturation Curves. In: International S, editor; 2010. p. 5.
- [26]. Beckmerhagen, P., Puay Guan, N. Intensity / Almen Saturation Curve. In: Riley P, editor. Shot-Peening. Wetzikon: MFN, 2009. p. 4-8.
- [27]. David Kirk. Theoretical bases of Shot-Peening coverage control. *The Shot Peener*. 1999;13(3).
- [28]. Meguid, S. Effect of incomplete coverage upon fatigue performance of peened components. Toronto: University of Toronto. Department of Mechanical Engineering; 1990.
- [29]. W. Zinn and B. Scholtes. Influence of Shot Velocity and Shot Size on Almen Intensity and Residual Stress Depth Distributions. ICSP9. Marne la Vallee, France.; 2005. p. 379-384.
- [30]. Li, J. K., et al. AN ANALYSIS OF STRESS CONCENTRATIONS CAUSED BY SHOT-PEENING AND ITS APPLICATION IN PREDICTING FATIGUE STRENGTH». *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol.15, no12, décembre 1992, p. 1271-79. DOI.org (Crossref), <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1992.tb01262.x>.
- [31]. David Kirk. External Characteristics of Shot Peened Surfaces. *The Shot Peener*. 2007.
- [32]. Zhang, P., et J. Lindemann. « Influence of Shot-Peening on High Cycle Fatigue Properties of the High-Strength Wrought Magnesium Alloy AZ80 ». *Scripta Materialia*, vol. 52, no 6, mars 2005, p. 485-90. ScienceDirect, <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.11.003>.
- [33]. Rossini, N.S, Dassisti, M., Benyounis, K.Y., Olabi, A.G. Methods of measuring residual stresses in Components Materials and Desing. 2012;35: 572-588.
- [34]. Noyan, Ismail C., et Jerome B. Cohen. Analysis of Residual Stress Fields Using Linear Elasticity Theory. *Residual Stress: Measurement by Diffraction and Interpretation*, édité par Ismail C. Noyan et Jerome B. Cohen, Springer, 1987, p. 47-74. Springer Link, https://doi.org/10.1007/978-1-4613-9570-6_3.
- [35]. Eshelby, J.D. The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems . *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, vol. 241, no 1226, août 1957, p. 376-96. DOI.org (Crossref), <https://doi.org/10.1098/rspa.1957.0133>.
- [36]. Champaigne, J. Shot-Peening Overview. Electronics Inc. 2001.

- [37]. Wang, Shengping, et al. « Compressive Residual Stress Introduced by Shot-Peening ». *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 73, n° 1, janvier 1998, p. 64-73. *ScienceDirect*, [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00213-6](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00213-6).
- [38]. Suryanarayana, CGN, M., editor. *X-Ray Diffraction a Practical Approach*. New York: Plenum Press; 1998.
- [39]. Skoog D, Crouch, S.R, Holler, F.J. Caracterización de superficies por espectroscopía y microscopía. In: learning C, editor. *Principios de análisis instrumental*. México, 2008. p. 613-617.
- [40]. Navas García V. Tesis Doctoral. Universidad de Navarra; 2006.
- [41]. David Kirk. X-ray residual stress measurments of shot peened components. The shot peener. 2005;Winter:24-28.
- [42]. Prevey, Paul S. « X-Ray Diffraction Residual Stress Techniques ». *Materials Characterization*, édité par Ruth E. Whan, ASM International, 1986, p. 380-92. DOI.org (Crossref), <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v10.a0001761>.
- [43]. Gough, H.J. Crystalline Structure in Relation to Failure of Metals—Especially by Fatigue. *Proc ASTM*. 1933;33: 3-114.
- [44]. Forrest, Peter George, et al. *Fatiga de los metales*. Urmo, S.A. de Ediciones, 1982. [dialnet.unirioja.es, https://dialnet.unirioja.es/servlet/libro?codigo=48278](https://dialnet.unirioja.es/servlet/libro?codigo=48278).
- [45]. Duggan, T., Byrne, J. *Factors affecting fatigue behaviour*. Fatigue as desing criterion: Macmillan, 1979
- [46]. G. D. *Metalurgia Mecánica*. Aguilar, 1967
- [47]. Leis, Brian. « Effect of Surface Conditions and Processing on Fatigue Performance ». *Fatigue and Fracture*, par ASM Handbook Committee, ASM International, 1996, p. 314-20. DOI.org (Crossref), <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v19.a0002371>.
- [48]. SAE A. Peening Media (AWCH). Conditioned Carbon Steel Cut Wire Shot, High Hardness (55 to 62 HRC). In: Group SI, editor; 2007. p. 1-5.
- [49]. AMS-S-13165. Shot-Peening of Metal Parts. In: SAE, editor. SAE International; 1997. p. 26.
- [50]. Engineers SoA. Test strip, holder and gage for Shot-Peening. SAE J442 USA; 1995.
- [51]. Engineers SoA. Procedures for using standard Shot-Peening test strip. SAE J443. USA;
- [52]. Sanjurjo, PP. Efecto del Shot-Peening sobre la vida a fatiga de aceros inoxidables duplex. Gijón: Universidad de Oviedo; 2008. p. 91.
- [53]. Vander Voort, GF. Microindentation Hardness Testing. In: ASM, editor. *Mechanical: testing and Evaluation*. USA: ASM Handbook; 2000.
- [54]. Choi, Changhyok, et al. « Estimation of Plastic Deformation and Abrasive Wear in Warm Forging Dies ». *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, n° 8, août 2012, p. 1742-52. *ScienceDirect*, <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.03.023>.
- [55]. Fitzpatrick ME, Fry, A.T., Holdway, P., Kandil, F.A., Shackleton, J. Suominen, L. Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction. In: NPL, editor. *A National Measurement Good Practice Guide*. Teddington, UK; 2005.
- [56]. Europea N. Metodo di prova per l'analisi delle tensioni residue mediante diffraziones a raggi X. In: UNI, editor. EN 15305. Milano, Italia; 2008.
- [57]. Noyan, Ismail C., et Jerome B. Cohen. « Determination of Strain and Stress Fields by Diffraction Methods ». *Residual Stress: Measurement by Diffraction and Interpretation*, édité par Ismail C. Noyan et Jerome B. Cohen, Springer, 1987, p. 117-63. *Springer Link*, https://doi.org/10.1007/978-1-4613-9570-6_5.
- [58]. Weidmann, E. Electrolytic Polishing. In: ASM, editor. *Metallography and Microstructures*. USA: 1984; 1999.

- [59]. Sikarskie, D.L. On a series from of correction to stresses in removed layers in X-ray diffraction. AIME Transactions. 1967;239:577-508.
- [60]. M. G. Moore and W. P. Evans. Mathematical correction for stress in removed layers in XRay diffraction residual stress analysis. SAE Transactions. 1958;66.
- [61]. Dalaei, K., et al. « Stability of Shot-Peening Induced Residual Stresses and Their Influence on Fatigue Lifetime ». *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, n° 3, janvier 2011, p. 1008-15. *ScienceDirect*, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.09.050>.
- [62]. Michael W, Mandar, Hingwe. Tempering of steel. In: ASM, editor. Heat Treating. USA: ASM Handbook; 2004.
- [63]. Benaissa, Mohamed, et al. « The Effects of Shot-Peening on the Surface Characteristics of 35NCD16 Alloy Steel ». *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*, vol. 64, no 3, juillet 2020, p. 199-206. pp.bme.hu, <https://doi.org/10.3311/PPme.13229>.
- [64]. UNE-82301:1986. Rugosidad superficial. Parámetros, sus valores y las reglas generals para la determinación de las especificaciones. AEN/CTN 82 Metrología y calibración. España; 1986-11-15.
- [65]. UNE-EN-ISO-4287:1999/AC2010. Especificaciones geométricas de productos (GPS). Calidad superficial: Método del perfil. Términos, definiciones y parámetros del estado superficial. (ISO 4287:1997/Cor 1:1998/Cor 2:2005). AEN/CTN 82 Metrología y calibración. UE; 2010-04-28.
- [66]. Soady, K.A, Mellor, B.G., Shackleton, J., Morris, A., Reed, P.A.S. The effect of Shot-Peening on notched cycle fatigue. *Materials Science and Engineering A*. 2011;528:8579-8588.
- [67]. Fernández Pariente, Inés, et Mario Guagliano. « Contact Fatigue Damage Analysis of Shot Peened Gears by Means of X-Ray Measurements ». *Engineering Failure Analysis*, vol. 16, n° 3, avril 2009, p. 964-71. *ScienceDirect*, <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2008.08.020>.
- [68]. G. Fargas, J. Roa, and A. Mateo, "Effect of Shot-Peening on metastable austenitic stainless steels," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 641, pp. 290-296, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.079>.
- [69]. A. Gariépy, F. Bridier, M. Hoseini, P. Bocher, C. Perron, and M. Lévesque, "Experimental and numerical investigation of material heterogeneity in shot peened 133 aluminium alloy AA2024-T351," *Surface and Coatings Technology*, vol. 219, pp. 15-30, 2013.